

N° d'ordre : 1334

CCO gen 2010 2347
Juin 1994

50376
1994
159

50376
1994
156
159

THESE

présentée à

L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

pour obtenir le titre de

DOCTEUR EN MECANIQUE

par

Pierre HOTTEBART



**ETUDE D'UN COMPOSITE A MATRICE
METALLIQUE Al-SiC DE FONDERIE :
CARACTERISATION MICROSTRUCTURALE
ET COMPORTEMENT MECANIQUE
MONOTONE ET CYCLIQUE**

Soutenu le 10 Juin 1994 devant la commission d'examen

Président : Monsieur D. FRANCOIS, Professeur, E.C.P.

**Rapporteurs : Monsieur D. BAPTISTE, Professeur, ENSAM-Paris
Monsieur H.P. LIEURADE, Chef du département Matériaux, CETIM**

**Examineurs : Monsieur C. BATHIAS, Professeur, CNAM-Paris
Madame S. DEGALLAIX, Professeur, Directeur de thèse, EC LILLE
Monsieur G. MESMACQUE, Professeur, Université Lille I
Monsieur Ph. MEYER, Directeur technique, MONTUPET S.A.
Monsieur J.C. TISSIER, Maître de Conférence, EC LILLE**

AVANT PROPOS

Ce travail a été réalisé au Laboratoire de Mécanique de Lille, dans l'équipe "Mécanique et Matériaux" de l'Ecole Centrale de Lille.

Je tiens à remercier tout particulièrement Madame le Professeur S. DEGALLAIX pour m'avoir accueilli au sein de son laboratoire et pour la confiance qu'elle m'a toujours témoignée au cours de ces années. Sa grande disponibilité, son enthousiasme et son amitié m'ont apporté un soutien permanent durant cette étude.

Je suis particulièrement reconnaissant envers Monsieur J.C. TISSIER, fondateur passionné et passionnant, qui au fil de longues discussions m'a permis de voir plus clair dans le domaine de la fonderie et dont l'aide a été ici déterminante.

Je tiens à exprimer ma sincère reconnaissance à Monsieur le Professeur D. FRANÇOIS de m'avoir fait l'honneur de présider ce jury.

J'exprime toute ma gratitude à Monsieur le Professeur D. BAPTISTE et à Monsieur H.P. LIEURADE pour avoir accepté de participer au jury et pour avoir examiné ce mémoire.

Je remercie sincèrement messieurs les Professeurs BATHIAS et MESMACQUE pour avoir accepté d'examiner ce travail et de faire partie du jury.

Je remercie la société MONTUPET et notamment Monsieur Ph. MEYER pour sa participation au jury ainsi que Messieurs D. MASSINON, E. DARSY et P. MALLETROIT pour le suivi, l'aide et les conseils apportés au cours de ce travail.

Je remercie Monsieur J. LU du CETIM-Senlis pour sa participation directe à cette étude.

Je remercie très sincèrement Monsieur le Professeur POLAK pour ses conseils éclairés, notamment dans le domaine de la fatigue. Je remercie aussi Monsieur N. BOUSSAAD, élève de D.E.A., pour avoir contribué à une partie des essais de fatigue.

Je ne saurais oublier tous les membres du Laboratoire ainsi que de l'équipe enseignante du département Mécanique de l'EC Lille pour leur aide constante et pour l'excellent climat qu'ils ont su créer au sein du Laboratoire et du département Mécanique.

Je remercie aussi vivement Monsieur L. LAM, notre technicien dont la compétence dans de nombreuses disciplines n'a jamais été mise en défaut et m'a été d'un grand secours. Je remercie également Monsieur A. DEPARCY pour ses conseils lors de l'usinage des éprouvettes.

Enfin, je tiens à associer à ces travaux mes parents qui m'ont depuis toujours encouragé et soutenus dans mes études au prix de nombreux sacrifices ainsi que ma femme NATHALIE pour la compréhension et la patience qu'elle a montré tout au long de ces années.

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE	1
CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	4
I.1. INTRODUCTION	4
I.2. MATERIAU	7
I.2.1. Matrices	7
I.2.2. Renforts.....	9
I.2.3. Elaboration	12
I.2.4. Traitements thermiques	23
I.2.5. Interface	26
I.2.6. Observations microstructurales	28
I.2.7. Usinage	31
I.2.8. Contraintes résiduelles.....	33
I.3. PROPRIETES MECANQUES.....	38
I.3.1. Méthodes d'essai	38
I.3.2. Propriétés mécaniques en traction monotone	43
I.3.3. Propriétés de ténacité (K_{Ic}).....	54
I.3.4. Résistance en fluage	57
I.3.5. Résistance en fatigue-endurance.....	61
I.3.6. Résistance en fatigue oligocyclique.....	65
I.3.7. Résistance à la propagation de fissure en fatigue	70
I.4. CONCLUSION.....	83
CHAPITRE II : MATERIAU.....	84
II.1. INTRODUCTION	84
II.2. CHOIX DE LA MATRICE	85
II.2.1. Influence de la teneur en silicium.....	85

II.2.2. Influence des additions de cuivre, nickel et magnésium	86
II.3. CHOIX DES RENFORTS	87
II.4. ELABORATION	87
II.4.1. Intérêt de la fonderie.....	87
II.4.2. Modification, affinage	88
II.4.3. Température de coulée	88
II.4.4. Elaboration	88
II.5. COMPOSITIONS CHIMIQUES.....	91
II.6. TRAITEMENTS THERMIQUES	92
II.6.1. But des traitements thermiques	92
II.6.2. Mise en solution - Analyse Thermique Différentielle	92
II.6.3. Vieillessement accéléré	97
II.6.4. Conclusion sur le choix du traitement thermique.....	102
II.7. ETUDE MICROSTRUCTURALE	103
II.7.1. Microstructures de l'alliage A-S10U3NG non renforcé et du composite F3K10S.....	103
II.7.2. Analyse d'image sur le composite F3K10S	113
II.8. PREPARATION DES EPROUVETTES	117
II.8.1. Usinage en tournage de composites Al-SiC de fonderie	117
II.8.2. Polissage	130
II.9. CARACTERISATION DE LA SURFACE	133
II.9.1. Rugosité	133
II.9.2. Observations des surfaces au MEB	135
II.9.3. Observations au Microscope Laser Confocal.....	141
II.9.4. Contraintes résiduelles	144
II.10. CONCLUSION	148
CHAPITRE III. COMPORTEMENTS EN TRACTION MONOTONE	149
III.1. INTRODUCTION	149
III.2. CONDITIONS D'ESSAI	149
III.2.1. Installation expérimentale	149
III.2.2. Eprouvettes	150

Sommaire

III.3. RESULTATS EXPERIMENTAUX.....	151
III.4. ETUDE MICROFRACTOGRAPHIQUE	157
III.5. ENDOMMAGEMENT EN TRACTION MONOTONE DU COMPOSITE F3K10S	160
III.6. INFLUENCE DE L'ELABORATION SUR LES PROPRIETES EN TRACTION MONOTONE	162
III.7. DISCUSSION DES RESULTATS EXPERIMENTAUX DE TRACTION MONOTONE	164
III.8. INFLUENCE DE L'ETAT DE SURFACE EN TRACTION MONOTONE.....	169
III.8.1. Résultats expérimentaux.....	169
III.8.2. Discussion	173
III.9. CONCLUSION.....	174
CHAPITRE IV. COMPORTEMENT EN FATIGUE OLIGOCYCLIQUE.....	177
IV.1. INTRODUCTION	177
IV.2. CONDITIONS D'ESSAI	178
IV.2.1. Installation expérimentale	178
IV.2.2. Eprouvettes.....	179
IV.2.3. Dépouillement des essais	179
IV.3. RESULTATS EXPERIMENTAUX DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE.....	181
IV.4. EVOLUTION DE DIFFERENTS PARAMETRES AU COURS DU CYCLAGE.....	183
IV.5. COURBES D'ECROUISSAGE MONOTONE ET CYCLIQUE.....	188
IV.6. COURBES DE WÖHLER ET COURBES DE RESISTANCE A LA FATIGUE OLIGOCYCLIQUE	189
IV.6.1. Courbe de Wöhler	189
IV.6.2. Courbe de résistance à la fatigue oligocyclique.....	191
IV.7. ESTIMATION DE LA LIMITE CONVENTIONNELLE DE FATIGUE	194
IV.7.1. Principe de l'essai de Locati	194
IV.7.2. Principe de l'essai	194
IV.8. ETUDE MICROFRACTOGRAPHIQUE	198

Sommaire

IV.9. DISCUSSION - CONCLUSION	202
IV.9.1. Analyse du durcissement cyclique	202
IV.9.2. Endommagement en fatigue oligocyclique	203
IV.9.3. Suivi de l'endommagement en fatigue oligocyclique	208
IV.9.4. Influence des défauts de surface	214
IV.9.5. Mécanismes d'endommagement et de rupture	216
IV.10. INFLUENCE DE L'ETAT DE SURFACE SUR LA RESISTANCE A LA FATIGUE OLIGOCYCLIQUE	219
IV.10.1. Introduction	219
IV.10.2. Résultats expérimentaux.....	220
IV.10.3. Etude microfractographique	224
IV.10.4. Discussion - Conclusion	228
CONCLUSION GENERALE.....	235
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	i
ANNEXES	xiii
ANNEXE 1 : Tableaux récapitulatifs des propriétés mécaniques des CMM Al-SiC	xiv
ANNEXE 2 : Paramètres d'état de surface	xxviii
A2.1. Définition des paramètres de rugosité	xxviii
A2.1.1. Critères physiques de rugosité.....	xxviii
A2.1.2. Critères statistiques de rugosité.....	xxviii
A2.2. Détermination expérimentale de la rugosité.....	xxix
ANNEXE 3 : Résultats de traction monotone pour l'alliage A-S10U3NG et le composite F3K10S.....	xxxiii

INTRODUCTION GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

Dans le but d'augmenter la raideur et la tenue à haute température de matériaux tels que l'aluminium, le magnésium ou le titane, des fibres céramiques ont été ajoutées à ces matériaux, donnant ainsi naissance aux composites à matrice métallique (CMM). Depuis leur apparition, il y a un peu plus d'une vingtaine d'années, les CMM sont rapidement devenus de solides candidats pour une utilisation en aéronautique, ou dans des structures fonctionnant à haute température. Les CMM renforcés de fibres continues sont principalement utilisés dans le domaine aéronautique et l'apparition plus récente des CMM à renforts discontinus a permis d'élargir leur emploi à l'industrie automobile [1]. Les CMM sont principalement appréciés pour leur haut module d'élasticité, leur faible coefficient de dilatation thermique, leur forte résistance (notamment à haute température), tant en sollicitations monotones qu'en fatigue, ainsi que pour leur bonne résistance au fluage et à l'abrasion, comparés aux alliages non renforcés. Ils présentent en revanche un certain nombre d'inconvénients tels que leur coût élevé, leurs faibles ductilité et ténacité, ou encore leur mauvaise usinabilité, toujours comparés aux alliages non renforcés.

De nombreuses études ont été réalisées ces dernières années sur les conditions d'élaboration des CMM à renforts discontinus, puisqu'une élaboration contrôlée est la condition indispensable au développement industriel des CMM. A ce titre, les techniques de fonderie semblent prometteuses, notamment pour l'industrie automobile, puisqu'elles permettent d'élaborer des CMM relativement bon marché avec des techniques voisines de celles de la fonderie traditionnelle. Le développement à grande échelle des CMM à renforts discontinus élaborés par fonderie, passera nécessairement par l'obtention de matériaux sains avec une microstructure reproductible (répartition homogène des renforts, conditions de traitement thermique et état de précipitation dans la matrice maîtrisés, bonne adhésion matrice/renfort...), par la maîtrise des techniques de mise en forme et d'usinage, ainsi que par une bonne connaissance des caractéristiques mécaniques monotones et cycliques de ces matériaux, à température ambiante et à haute température.

Encore peu d'études abordent à l'heure actuelle le comportement sous sollicitations cycliques des CMM Al-SiC élaborés par fonderie. Le but de ce travail est l'étude du

comportement en fatigue d'un composite à matrice d'aluminium renforcé par des particules de carbure de silicium, élaboré par fonderie. Cette étude a été menée, dans le cadre d'un contrat MRT, en collaboration avec MONTUPET S.A. (fournisseur du matériau par ailleurs) et le CETIM-Senlis. Le composite étudié est un composite de matrice A-S10U3NG renforcé par 10% Vol. de particules SiC, destiné à une future utilisation dans le renfort local de culasses de moteur turbo-diesel. Il s'agit notamment d'étudier sa microstructure, son comportement mécanique en traction monotone et sous sollicitations cycliques avec des durées de vie $10^2 < N_R < 10^5$, à température ambiante, et de comprendre les mécanismes physiques d'endommagement et d'amorçage de fissures. En effet, la compréhension des mécanismes d'endommagement en fatigue dans les composites Al-SiC est complexe. Elle nécessite une connaissance préalable approfondie de la microstructure du matériau et des caractéristiques mécaniques monotones, de manière à permettre une interprétation plus fine du rôle joué par les renforts dans l'endommagement du composite.

Ce mémoire s'articule autour de quatre chapitres et trois annexes.

Le premier chapitre est consacré à une étude bibliographique qui permet de faire le point des connaissances actuelles dans le domaine des CMM Al-SiC à renforts discontinus. Cette étude bibliographique traite les aspects "Matériau" (aspects liés aux processus d'élaboration, aux traitements thermiques et à la microstructure, à l'usinage et aux contraintes résiduelles) et "Propriétés mécaniques" (méthodes d'essais utilisés, propriétés de traction monotone, de ténacité, de fluage et de résistance en fatigue) des composites Al-SiC renforcés par whiskers ou par particules afin de mieux comprendre les atouts mais également les faiblesses de ce type de matériau.

Le second chapitre présente la caractérisation et l'analyse de l'aspect "Matériau" du composite étudié, en vue de la détermination des propriétés mécaniques en traction monotone et en fatigue oligocyclique. Le choix du traitement thermique, la microstructure du composite et de l'alliage non renforcé, les conditions d'usinage et de polissage ainsi que la caractérisation des états de surface résultants sont présentés.

La troisième partie traite des propriétés mécaniques en traction monotone du composite et de l'alliage non renforcé ainsi que de l'influence de différents paramètres comme les conditions de traitement thermique, la microstructure de la matrice, l'état de surface...

Le quatrième chapitre a pour but la compréhension du comportement sous sollicitations cycliques à faible nombre de cycles ($10^2 < N_R < 10^5$), du composite Al-SiC,

Introduction générale

comparé à celui de l'alliage non renforcé. L'étude microfractographique et le suivi de l'endommagement en surface des éprouvettes a permis la compréhension des mécanismes d'endommagement et de rupture. L'influence de l'état de surface sur le comportement en fatigue est ensuite étudié.

Etant donné la grande diversité des CMM Al-SiC rencontrés, l'annexe 1 est constituée de deux tableaux résumant les caractéristiques (nature des matériaux et propriétés mécaniques) des CMM cités dans l'étude bibliographique. L'annexe 2 précise les conditions de mesure des paramètres de rugosité des différents états de surface. L'annexe 3 présente l'ensemble des résultats expérimentaux des essais de traction monotone sur le composite étudié.

Cette étude a été réalisée dans le cadre de la décision d'aide MRT n° 91-A-0383

CHAPITRE I :
ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

SOMMAIRE CHAPITRE I :

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I.1. Introduction.....	4
I.2. Matériau	7
I.2.1. Matrices	7
I.2.1.1. Nature des matrices utilisées	7
I.2.1.2. Différentes nuances d'Al	7
I.2.1.3. Eléments d'addition	7
I.2.1.4. Influence de la matrice sur les propriétés mécaniques	9
I.2.2. Renforts.....	9
I.2.2.1. Nature des renforts	9
I.2.2.2. Renforts SiC	9
I.2.2.2.1. Whiskers.....	10
I.2.2.2.2. Particules	11
I.2.2.3. Couple matrice/renforts	11
I.2.3. Elaboration.....	12
I.2.3.1. Différents modes d'élaboration.....	12
I.2.3.2. Métallurgie des poudres	13
I.2.3.2.1. Processus d'élaboration	13
I.2.3.2.2. Dégazage et Compactage	13
I.2.3.2.3. Eléments d'addition	14
I.2.3.2.4. Inconvénients	15
I.2.3.3. Elaboration par voie liquide	15
I.2.3.3.1. Réactivité/mouillabilité	15
I.2.3.3.2. Squeeze Casting	16
I.2.3.3.3. Compocasting.....	18
I.2.3.3.4. Moulage	18
I.2.3.3.5. Barrières de diffusion	19
I.2.3.4. Comparaison des CMM obtenus par moulage et métallurgie des poudres	20
I.2.3.5. Mise en forme.....	21

Sommaire Chapitre I

I.2.4. Traitements thermiques	23
I.2.4.1. Processus de traitement thermique	23
I.2.4.2. Durcissement par précipitation et augmentation de la densité de dislocations.....	23
I.2.4.3. Influence du temps de vieillissement	24
I.2.4.4. Influence du taux de renfort	26
I.2.5. Interface	26
I.2.6. Observations microstructurales	28
I.2.6.1. Répartition des renforts	28
I.2.6.2. Microstructure	28
I.2.7. Usinage	31
I.2.7.1. Usinage par outil coupant.....	31
I.2.7.2. Usinage par outil coupant ou électro-érosion	32
I.2.7.3. Polissage	33
I.2.8. Contraintes résiduelles.....	33
I.2.8.1. Origine.....	33
I.2.8.2. Détermination expérimentale	34
I.2.8.3. Influence du taux de renfort	36
I.3. Propriétés mécaniques	38
I.3.1. Méthodes d'essai	38
I.3.1.1. Essais de traction monotone	38
I.3.1.1.1. Normalisation de l'essai	38
I.3.1.1.2. Alignement de l'éprouvette	38
I.3.1.1.3. Mesure de la déformation	38
I.3.1.1.4. Influence de la vitesse de déformation.....	39
I.3.1.2. Essais de ténacité (K_{Ic}).....	39
I.3.1.2.1. Critères de validité des essais de ténacité	40
I.3.1.2.2. Courbure du fond de fissure.....	41
I.3.1.2.3. Rayon en fond de fissure.....	41
I.3.1.3. Essais de propagation de fissure en fatigue.....	41
I.3.1.3.1. Seuil de non-propagation de fissure	42
I.3.1.3.2. Fermeture de fissure	42

Sommaire Chapitre I

I.3.7. Résistance à la propagation de fissure en fatigue	70
I.3.7.1. Vitesses de propagation de fissure	70
I.3.7.2. Influence de divers paramètres	74
I.3.7.2.1. Influence de la nature de la matrice	74
I.3.7.2.2. Influence de la nature du renfort	75
I.3.7.2.3. Influence de la fraction volumique et de la taille des particules	75
I.3.7.2.4. Influence du sens de prélèvement	76
I.3.7.2.5. Influence de la température	76
I.3.7.3. Mécanismes de propagation de fissures	77
I.3.7.3.1. Mécanismes de propagation	77
I.3.7.3.2. Mécanismes de fermeture de fissures	78
I.3.7.3.3. Courbe $da / dN - \Delta K_{\text{effectif}}$	81
I.4. Conclusion	83

CHAPITRE I :

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I.1. Introduction

On comprend facilement l'intérêt que porte le monde industriel aux CMM Al-SiC en observant les figures I.1 et I.2 [2] qui permettent de situer la résistance spécifique R_m / d (d étant la densité) et la rigidité spécifique E / d des CMM en fonction de la température, par rapport à celles de différentes classes de matériaux. On remarque la bonne tenue des CMM de matrice aluminium renforcée de whiskers SiC (SiC_w) ou de particules SiC (SiC_p), jusqu'à des températures de 200-250°C.

Pour illustrer ces propos, nous pouvons par exemple citer l'utilisation, dans le domaine aéronautique, d'un composite à matrice aluminium renforcée de fibres continues de bore dans la navette spatiale américaine [3]. Cependant, des problèmes liés à la conception, à l'élaboration et au coût élevé limitent encore l'emploi des CMM. Des prototypes (longerons en CMM 2124 + 25% Vol. SiC_p par exemple [4]) ont été élaborés avec succès du point de vue de l'homogénéité du matériau, mais les problèmes d'usinage subsistent toujours. Dans le domaine automobile, une des plus célèbres réalisations de composants est le renfort local en CMM (Aluminium-Alumine, renforts discontinus) de la partie supérieure d'un piston réalisé et commercialisé dès 1983 par TOYOTA. Un autre exemple est l'utilisation d'un composite à matrice aluminium renforcée par des fibres longues (ϕ 25 μ m) en acier inoxydable dans des bielles d'un moteur HONDA qui a permis une réduction en masse de 25% de celles-ci. D'autres bielles en CMM ont également été réalisées, mais leur développement se heurte encore à des problèmes de fiabilité, d'usinabilité et de prix de revient excessifs ([5], [6]). A l'avenir, pour l'industrie automobile, les techniques d'élaboration basées sur la refonte de lingots de CMM déjà obtenus par moulage, utilisant alors les techniques habituelles de fonderie, semblent pleines d'espoirs ([7], [8]). A l'heure actuelle, quelques fabricants produisent des CMM de type Al- SiC_p en grande quantité, à faible coût, mis en oeuvre par des techniques de fonderie conventionnelles [9].

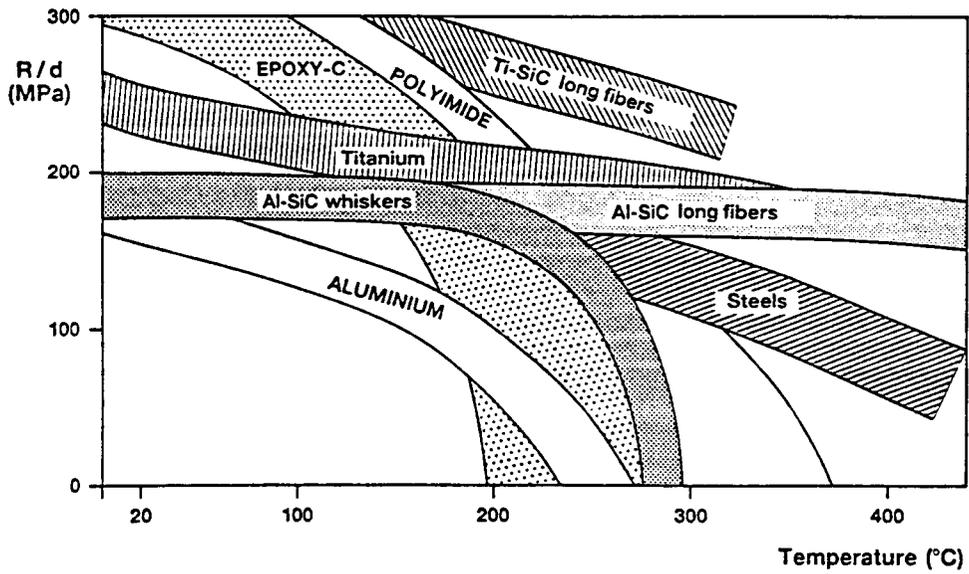


Figure I.1 : Domaine de résistance spécifique en traction des CMM par rapport à d'autres types de matériaux, en fonction de la température. [1]

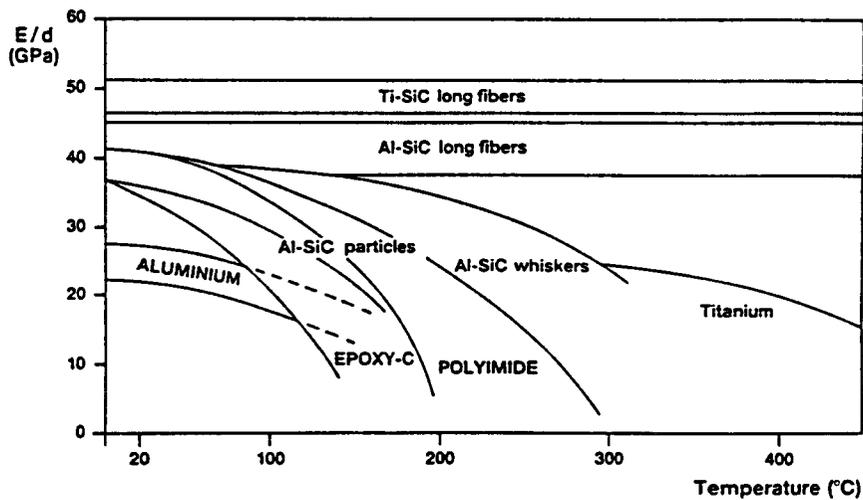


Figure I.2 : Domaine de la raideur spécifique des CMM par rapport à d'autres types de matériaux, en fonction de la température. [1]



Chapitre I : Etude Bibliographique

La liste des exemples réels ou potentiels d'utilisation est longue, prouvant l'intérêt que peut porter le monde industriel aux CMM [10]. De nombreuses recherches sont actuellement menées dans le domaine des CMM et on peut penser que les projets de développement en cours aux USA, au Japon et en Europe permettront de produire des composants moins chers que ceux développés actuellement.

L'objet de cette étude bibliographique est de réaliser une analyse puis de proposer une synthèse d'un grand nombre d'études publiées dans le domaine des CMM de type Al-SiC_p ou Al-SiC_w, déjà relativement répandus. Nous avons choisi de présenter cette revue bibliographique en deux grandes parties. La première partie "Matériau" présente les divers types de matrice et de renforts rencontrés, les techniques d'élaboration mises au point, les traitements thermiques appliqués, la nature des interfaces, la microstructure de ces composites, leur usinabilité et les contraintes résiduelles du produit fini. La seconde partie "Propriétés mécaniques" est la présentation des méthodes d'essais utilisées, des propriétés de traction monotone, ténacité, résistance en fluage et de résistance à la fatigue (fatigue endurance, fatigue oligocyclique et propagation de fissure en fatigue).

Etant donnée la diversité des matériaux composites rencontrés, on trouvera en annexe 1, sous forme de tableaux récapitulatifs, les principales caractéristiques (analyse chimique, procédé d'élaboration, traitement thermique, caractéristiques mécaniques) des nuances mentionnées dans l'étude bibliographique.

I.2. Matériau

I.2.1. Matrices

I.2.1.1. Nature des matrices utilisées

Dans le domaine des composites à matrice métallique, la plupart des recherches sont orientées vers le développement des matrices à base d'alliages légers de type Al, Mg, Ti, mais on peut noter également quelques réalisations de CMM à matrice acier qui sont essentiellement étudiés pour leur résistance à l'abrasion. La matrice la plus utilisée dans les CMM est la matrice aluminium, qui présente une faible masse volumique et des propriétés mécaniques et physiques relativement élevées.

I.2.1.2. Différentes nuances d'Al

Les principales nuances d'Al utilisées dans les CMM sont des alliages corroyés à durcissement structural, donc trempants (type 2XXX, 6XXX ou 7XXX), ou non trempants (série 1XXX ou 5XXX). Le durcissement structural d'un alliage de série 2000 (Al-Cu et Al-Cu-Mg avec $2,6\% < \text{Cu} < 6,3\%$) conduit à des précipités de CuAl_2 ou CuMgAl_2 qui confèrent d'excellentes propriétés mécaniques aux alliages de cette série. La série 6000 (Al-Mg-Si) donne naissance à des précipités de Mg_2Si après durcissement structural. Ces alliages ont une résistance mécanique moyenne par rapport aux autres alliages à durcissement structural, mais ont une excellente résistance à la corrosion atmosphérique. Les alliages de la série 7000 (Al-Zn-Mg et Al-Zn-Mg-Cu) ont, après traitement thermique, les propriétés mécaniques les plus élevées. Leur durcissement structural résulte de la précipitation du composé MgZn_2 .

On utilise aussi de plus en plus des alliages de fonderie (type Al-Si-Cu ou Al-Si-Mg par exemple), grâce aux développements récents des méthodes de fabrication des CMM par moulage. Les alliages Al-Si ont souvent une composition en Si voisine de la composition eutectique (11,5%), qui leur confère une bonne tenue à chaud et un faible coefficient de dilatation thermique.

I.2.1.3. Eléments d'addition

L'addition de Li ou Mg à la matrice Al permet d'améliorer la mouillabilité des fibres de SiC par l'Al, comme elle améliore celle des fibres Al_2O_3 , conduisant par conséquent à une meilleure adhésion fibres/matrice, donc à une meilleure transmission des efforts. La figure I.3 [11] montre l'évolution de la résistance à rupture, de la limite d'élasticité à 0,2% et de

l'allongement à rupture A% en fonction de la teneur en Li dans un CMM Al-Li + 20% Vol. SiC_w.

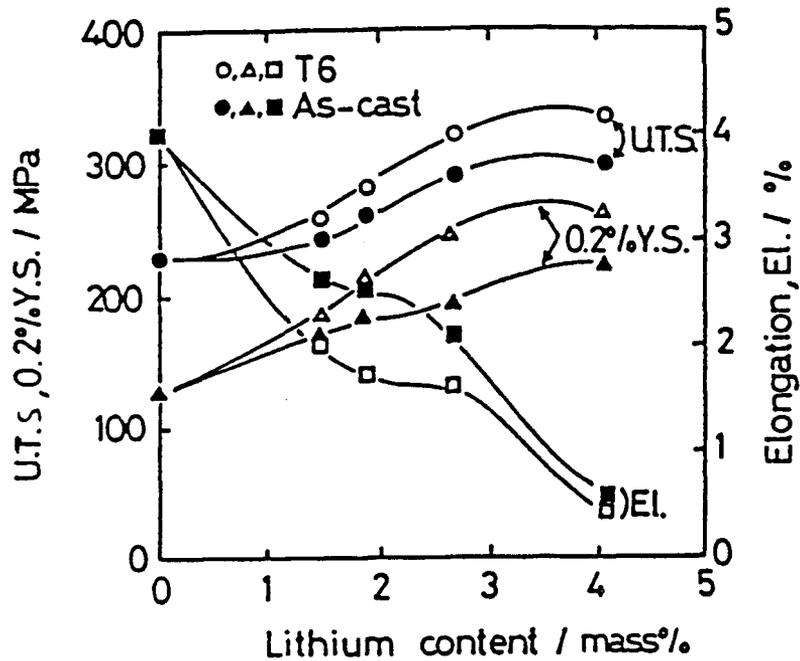


Figure 1.3 : Propriétés mécaniques en traction monotone en fonction de la teneur en lithium d'un composite Al-Li + 20 % Vol. SiC_w. [8]

On remarque une augmentation sensible de la limite d'élasticité et de la résistance à rupture, mais une chute de l'allongement à rupture quand la teneur en Li augmente. D'après Froyen [12] l'influence bénéfique de Li et Mg sur le renfort pourrait s'expliquer par la présence d'un film de SiO₂ qui enveloppe les fibres de SiC, mais cette hypothèse reste à confirmer. De même, selon Cook et al. [13], la présence de Mg améliore les propriétés mécaniques des CMM Al-SiC en limitant l'interaction à l'interface fibre/matrice et en augmentant la résistance de la matrice. En revanche, la présence de cuivre diminue la résistance du composite, suite à la présence de cuivre non dissout à l'interface, et entraîne une grande dispersion des propriétés mécaniques [13].

Rack ([14], [15]) propose d'utiliser des nuances d'aluminium avec des teneurs plus faibles en Mn et Cr, éléments d'alliages utilisés habituellement comme affineurs de la taille de grain : d'une part ceci permettrait d'éviter des phénomènes de diffusion à haute température et de précipitation de composés intermétalliques très fragiles et d'autre part la présence de SiC est elle même susceptible d'éviter le grossissement des grains [16].

Dahl et al. [17] ont étudié l'influence du magnésium d'une part et du nickel d'autre part comme éléments d'alliage dans des CMM type A-U + SiC. Le magnésium est utilisé ici

pour augmenter l'adhésion renfort/matrice, alors que le nickel est réputé améliorer la tenue à chaud de la matrice. Mais l'adjonction soit de Ni (A-UN) soit de Mg (A-UG) crée l'apparition de particules fragiles et d'oxydes à l'interface matrice/renfort, entraînant des ruptures précoces et réduisant ainsi la résistance à la traction et la ductilité du matériau. De plus, à haute température (250°C), la résistance du composite contenant du nickel est réduite par rapport à celle du composite sans nickel.

I.2.1.4. Influence de la matrice sur les propriétés mécaniques

Plus encore que pour les CMM à renforts continus, le choix de la matrice est important pour les propriétés mécaniques d'un CMM à renforts discontinus. Dans le cas de renforts continus, la charge est supportée par les fibres et les propriétés mécaniques de la matrice ont peu d'influence dans le sens longitudinal des fibres. En revanche, dans un CMM à renforts discontinus, les propriétés mécaniques du composite dépendent fortement des propriétés mécaniques de la matrice, le transfert de charge d'une fibre à l'autre passant forcément par la matrice. Un composite avec une matrice peu résistante est peu résistant, mais le pourcentage d'augmentation des propriétés mécaniques du CMM est plus important que dans le cas de l'utilisation d'une matrice très résistante.

I.2.2. Renforts

I.2.2.1. Nature des renforts

Associé à une matrice d'aluminium, le renfort le plus utilisé est le renfort SiC [18], bien qu'on utilise également des renforts de type Al_2O_3 , B_4C ... Le choix du type de renfort se fait en fonction des paramètres principaux suivants :

- propriétés mécaniques : module d'Young et résistance à la traction
- propriétés physiques : densité, coefficient de dilatation thermique
- propriétés géométriques : forme et dimensions
- compatibilité du renfort avec la matrice
- coût du renfort

I.2.2.2. Renforts SiC

Si historiquement les premiers renforts de SiC (masse volumique : 3200 kg/m^3) étaient des fibres continues ($d \approx 10\mu\text{m}$), le coût des fibres et les méthodes de fabrication complexes ont limité leur développement. Les renforts discontinus de SiC sont maintenant appréciés pour leurs propriétés mécaniques, leur bonne mouillabilité par l'Al liquide lors de

la fabrication et leur faible coût. Ces renforts discontinus se présentent sous forme de whiskers ou de particules.

1.2.2.1. Whiskers

Les whiskers (ou trichites) SiC sont des fibres monocristallines courtes dont le diamètre d varie de 0,1 à 1 μm et la longueur l de 5 à 40 μm . Leur structure est, soit hexagonale ($\alpha\text{-SiC}_w$, $a = 3\text{\AA}$ et $c = 15\text{\AA}$), soit cubique ($\beta\text{-SiC}_w$, $a = 4.3\text{\AA}$) ; mais on a en général un mélange de structures α et β avec par conséquent des défauts internes de structure et une surface irrégulière des whiskers, comme le montre la figure I.4 [15]. Le coût des whiskers est relativement faible par rapport à celui des fibres longues SiC, car ils peuvent être obtenus par pyrolyse de certains végétaux [19]. En revanche, du fait de leurs faibles dimensions, les whiskers sont toxiques car volatils lors de l'élaboration.

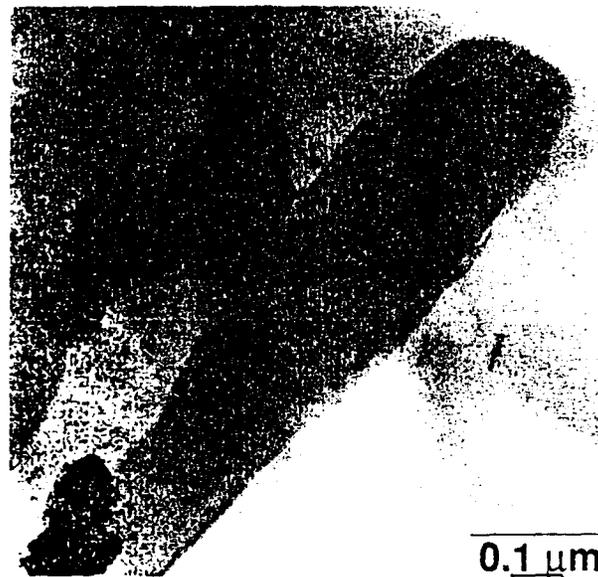


Figure I.4 : Photo au MET d'un whisker SiC montrant les défauts internes et l'irrégularité de la surface. [12]

Les whiskers étant des renforts discontinus et ayant une direction privilégiée, on verra apparaître, lors de la fabrication, de nouveaux problèmes par rapport aux fibres continues, tels ceux liés à l'orientation des whiskers par rapport à une direction moyenne. Les whiskers pouvant être de longueurs l et de diamètres d variables il faudra également étudier la distribution des facteurs de forme l/d et celle des orientations.

1.2.2.2. Particules

Les particules SiC se présentent sous forme de polyèdres plus ou moins équiaxes, et sous différentes tailles, leur taille moyenne pouvant varier de quelques microns à 50 μm . Elles sont obtenues par broyage de carbure de silicium et sont par conséquent d'un coût très faible (de l'ordre de 5 \$ le kg pour 3 à 5 \$ par kg pour la matrice d'aluminium). A l'heure actuelle, la taille moyenne des particules SiC utilisées varie entre 3 et 20 μm .

Leurs dimensions pouvant varier, il sera important d'étudier la distribution de taille des particules. Davidson [20] a étudié la distribution en taille des particules dans un CMM A-G4 + 15% Vol. SiC_p. Il y montre l'existence de deux pics (pic A et pic B) centrés à 0,3 μm et 9 μm (voir figure I.5 [20]) : le pic A correspond à des particules de type Al₄C₃, Al₂O₃ ou MgO apparues lors de la fabrication, alors que le pic B correspond aux particules de SiC.

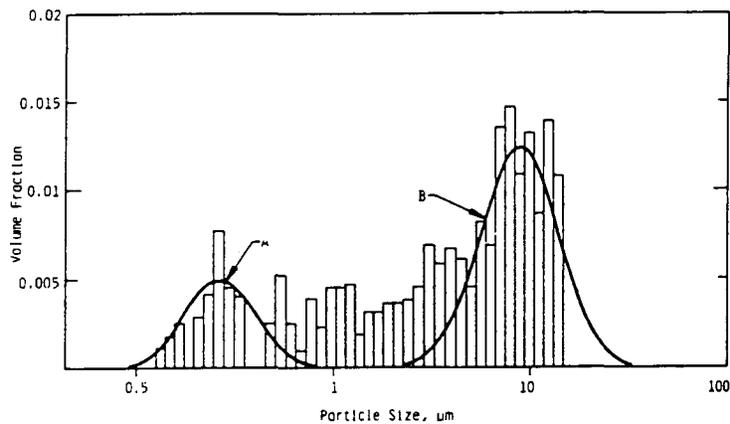


Figure I.5 : Fraction volumique des particules en fonction de leur taille. Les particules de taille supérieure à 1 μm sont des particules SiC alors que les plus petites particules sont probablement des particules Al₄C₃, Al₂O₃ ou MgO. [17]

1.2.2.3. Couple matrice/renforts

Bien évidemment les choix de la matrice et du renfort doivent se faire en coordination. On obtient les meilleures propriétés mécaniques lorsque la matrice et les renforts sont physiquement et chimiquement compatibles [21]. Lors de la fabrication, fibres et matrices sont rarement en équilibre ; ils ont tendance à interagir, créant des effets négatifs tels que :

- réaction chimique fibre-matrice
- dissolution du renfort dans la matrice
- ségrégation et/ou précipitation de constituants de la matrice à l'interface
- défauts d'origine thermique (contraintes résiduelles, porosités)

Ces phénomènes interviendront d'autant plus facilement que les températures d'élaboration seront élevées. Par conséquent, il convient de définir le couple matrice/renfort de sorte que l'on ait le moins de réactions possibles en cours d'élaboration ; ce couple est en pratique souvent déterminé de façon expérimentale. On ajustera alors le taux de renfort et les propriétés mécaniques de la matrice en fonction des propriétés mécaniques souhaitées pour le composite [13]. Les fractions volumiques fréquemment rencontrées varient entre 10 et 20% Vol..

Ces remarques mettent en évidence l'importance du choix du mode de fabrication des CMM Al + SiC et de ses paramètres.

I.2.3. Elaboration

I.2.3.1. Différents modes d'élaboration

De nombreuses recherches effectuées à l'heure actuelle dans le domaine des CMM portent sur leurs techniques d'élaboration en vue de la mise au point de matériaux sains. Un des principaux soucis est d'obtenir des composants quasi-finis [4], qui nécessitent peu de reprise d'usinage, leur difficulté d'usinage restant, comme nous l'avons déjà signalé, un des inconvénients majeurs des CMM. Mais quel que soit le mode d'élaboration, les interactions fibre/matrice doivent être limitées, afin d'obtenir une structure saine (sans ségrégations ni porosités, et sans réactions matrice/renforts). Il existe deux grandes familles de mode d'élaboration des CMM à renforts courts : la métallurgie des poudres (voie solide) et les procédés de moulage (voie liquide) [22].

I.2.3.2. Métallurgie des poudres

I.2.3.2.1. Processus d'élaboration

La métallurgie des poudres (M/P) a été utilisée avec succès pour l'élaboration de CMM à renforts discontinus et met en œuvre les étapes classiques rappelées sur la figure I.6 [23].

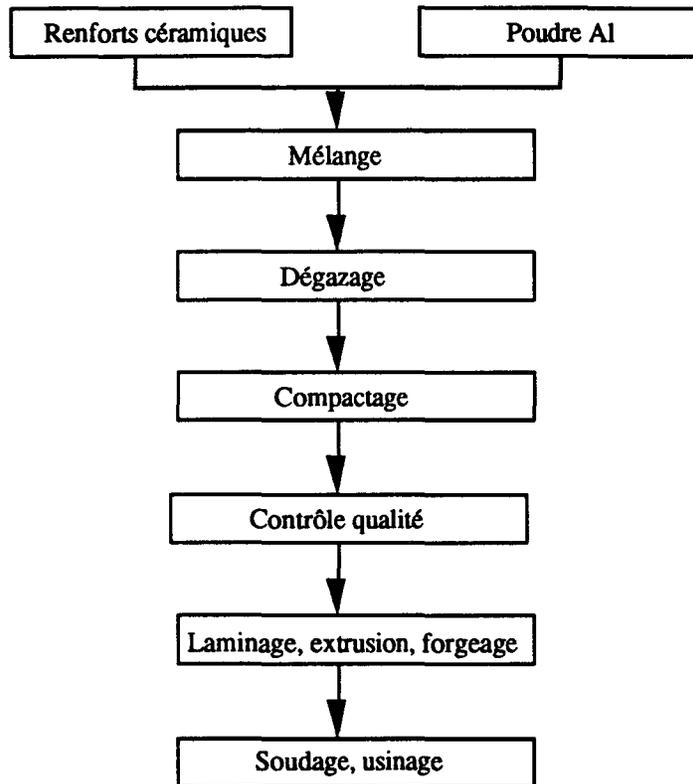


Figure I.6 : Principales étapes de l'obtention d'un CMM par métallurgie des poudres [48].

I.2.3.2.2. Dégazage et Compactage

Les phases de dégazage et de compactage sous vide permettent d'éliminer les gaz créés au cours du chauffage et d'éviter ainsi la création de porosités [24]. La figure I.7 [15] schématise une installation de compactage sous vide, et le tableau I.1 [15] présente les principales réactions pouvant survenir lors du chauffage de l'Al ; ces réactions peuvent être légèrement modifiées en fonction des nuances d'Al utilisées.

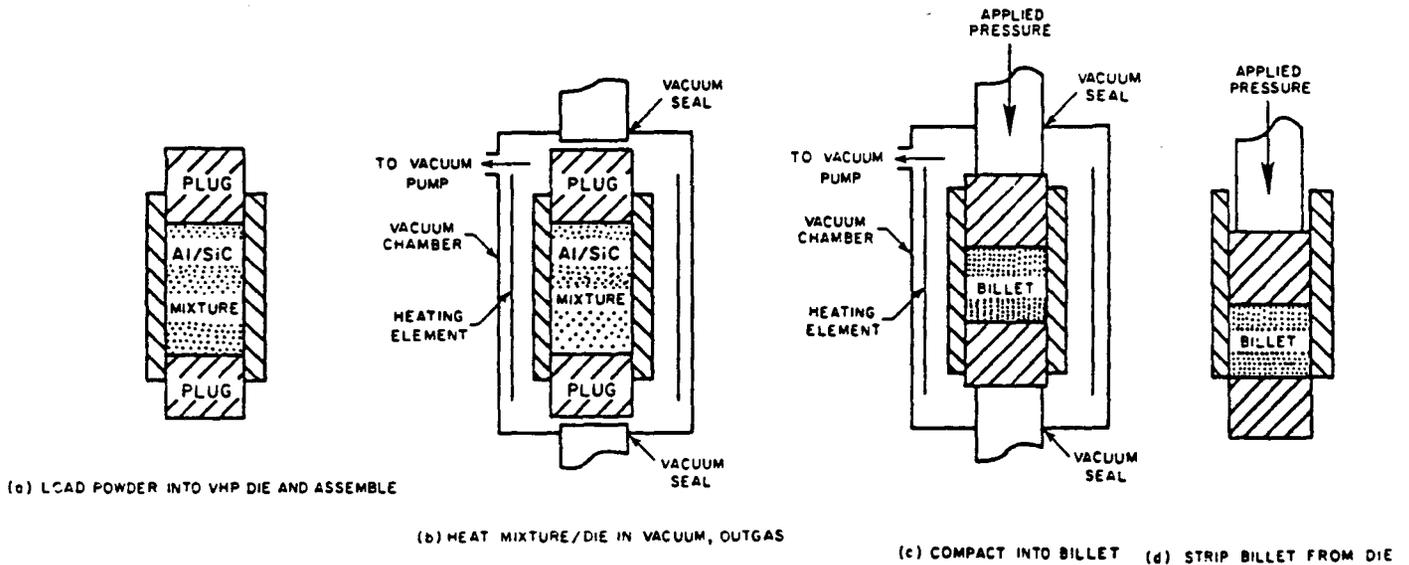


Figure I.7 : Représentation schématique d'une installation de haute pression sous vide. [12]

La combinaison de la pression et de la température lors d'une étape de compactage à chaud permet l'élaboration de composites à plus faibles température et pression, et permet ainsi de limiter les interactions fibres/matrice et d'éventuelles dégradations des renforts SiC. Les risques de diffusion sont alors en effet fortement réduits

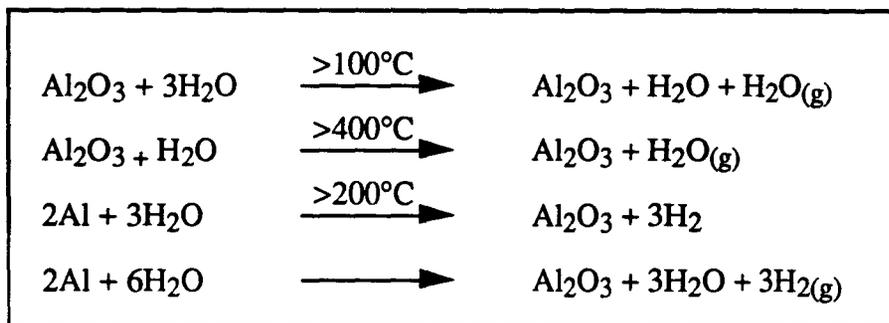


Tableau I.1 : Principales réactions pouvant intervenir lors du chauffage de l'aluminium [15].

I.2.3.2.3. Eléments d'addition

Un des intérêt de la M/P est la possibilité, lors de la fabrication, d'ajouter des éléments pour favoriser l'adhésion fibres/matrice (cf § I.2.1.3).

I.2.3.2.4. Inconvénients

En revanche, l'utilisation de la M/P peut présenter certains inconvénients : en particulier le coût élevé des poudres, des installations et de leur fonctionnement.

I.2.3.3. Elaboration par voie liquide

Les autres techniques utilisées pour l'élaboration des CMM sont basées sur des techniques de type "moulage" (voie liquide).

I.2.3.3.1. Réactivité/mouillabilité

Les renforts de type SiC_p ou SiC_w présentent un intérêt particulier pour ces modes de fabrication, comparés aux renforts d' Al_2O_3 ou de B_4C . En effet, dans ces techniques d'élaboration, il est nécessaire que matrice et renforts ne réagissent pas entre eux dans une plage de température donnée propre au mode d'élaboration, et que la matrice présente une mouillabilité suffisante pour l'infiltration du métal liquide dans le réseau de renforts, qui constitue la préforme. Une forte mouillabilité, caractérisée par un angle de contact faible, (figure I.8 [25]), facilite l'infiltration, mais signifie aussi souvent une forte affinité chimique matrice/renforts, d'où la possibilité de réactions fibre/matrice à l'interface. Une trop faible mouillabilité, en revanche, rend plus difficile l'infiltration de métal liquide [26]. Les fibres de carbone présentent une bonne mouillabilité, mais ont tendance à réagir avec le métal liquide pour former des carbures ; les fibres d'alumine sont stables chimiquement, mais corrélativement leur mouillabilité est faible. Le meilleur compromis est obtenu pour les renforts de SiC. Le SiC, qui peut être naturellement ou artificiellement recouvert d'un film de SiO_2 suite à son oxydation, est réputé avoir une bonne mouillabilité par l'Al liquide ; le film de SiO_2 est une barrière contre les réactions pouvant survenir au niveau de l'interface entre l'aluminium et le SiC [26]. Une étude récente [27] a cependant montré que ces résultats restaient à être confirmés.

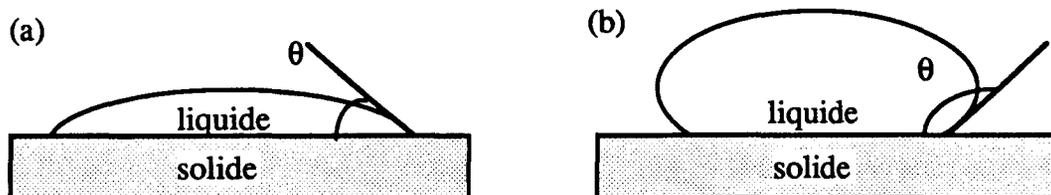


Figure I.8: Représentation schématique d'une goutte de liquide sur un solide et de l'angle de contact. (a) : mouillage, (b) : absence de mouillabilité [25]

Il n'y a pas eu d'étude systématique de l'influence des éléments d'alliage sur la mouillabilité Al-céramique ; néanmoins Russel et al. [25] ont montré que l'addition de Mg dans la matrice Al améliore la mouillabilité Al-SiC mais qu'en revanche l'addition de Cu et Si ne l'améliore pas.

1.2.3.3.2. Squeeze Casting

Processus d'élaboration

Pour la fabrication des CMM, la technique de moulage la plus répandue et la plus adéquate est le squeeze casting ("forgeage-liquide"), qui consiste en une infiltration de métal liquide sous pression dans une préforme. Le squeeze casting est en effet très bien adapté à la production en grande série (haute pression et vitesse de coulée élevée) [28] et présente les avantages suivants :

- il possède une relative facilité de mise en oeuvre
- il permet d'obtenir une bonne homogénéité structurale des CMM et une bonne adhésion fibres/matrice
- il conduit à une quasi finition du point de vue dimensionnel ("near net shape") des pièces obtenues
- le coût de fabrication des pièces est relativement faible [29].

Paramètres d'élaboration

La figure I.9 [30] représente les différentes étapes de la fabrication d'un CMM par squeeze casting. La préforme est chauffée à une température T_p de l'ordre de quelques centaines de degrés (T_p inférieure à la température de fusion), puis placée dans un moule chauffé à une température comprise entre 250 et 350°C. L'aluminium liquide, à une température T_a , est ensuite introduit dans le moule sous pression et infiltre la préforme. Puis il y a refroidissement rapide du métal liquide au contact du moule, sous une pression de l'ordre de 10 à 30 MPa [30].

Ces différentes étapes font intervenir divers paramètres :

- la température de la préforme T_p
- les températures du moule T_m et de l'alliage T_a
- la pression appliquée et la vitesse de déplacement du piston.

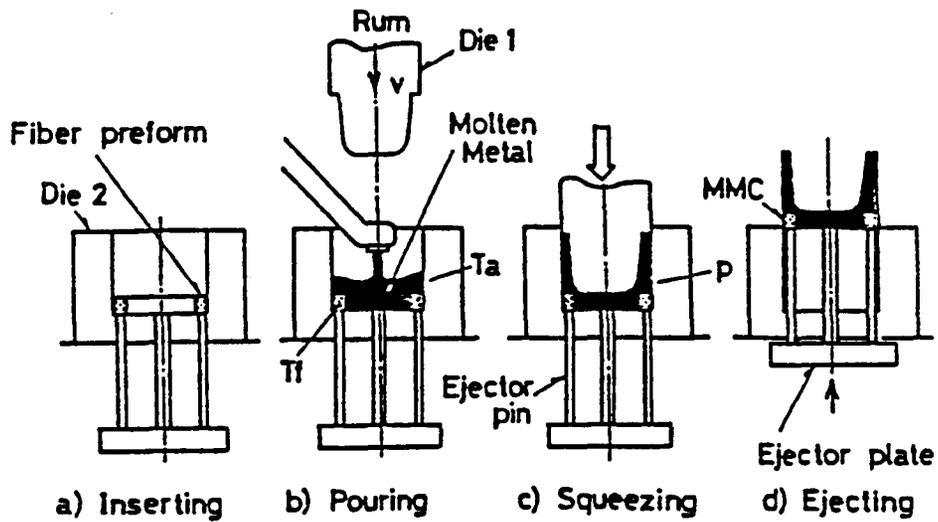


Figure I.9 : Différentes opérations du procédé de Squeeze Casting durant lesquelles le métal liquide est coulé de manière directe dans la préforme. [26]

La figure I.10 [30] présente les évolutions des températures du moule et du composite, de la pression appliquée et du déplacement du piston au cours d'une opération de squeeze casting. Ces paramètres doivent être contrôlés afin d'obtenir une infiltration complète de la préforme, sans destruction partielle ni déformation de celle-ci, et afin d'éviter les porosités [26].

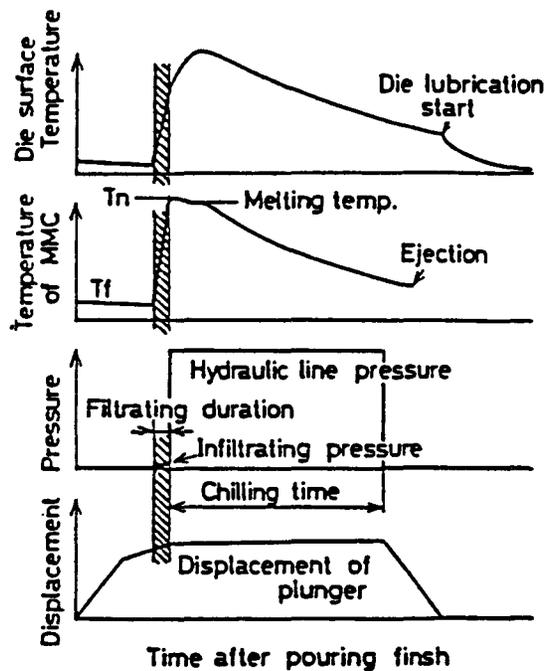


Figure I.10 : Evolution des paramètres lors d'une opération de Squeeze Casting. [26]

Une préforme doit donc présenter un taux de renfort minimum ($V_f > 10\%$) afin de ne pas se déformer, et un taux de renfort maximum ($V_f < 40\%$) afin de pouvoir être complètement infiltrée [30].

L'application d'une pression pour l'infiltration permet l'utilisation de nuances d'aluminium de faible coulabilité : le choix de la matrice se fera alors en fonction des caractéristiques mécaniques souhaitées pour le composite [13]. Si une pression modérée est suffisante pour l'infiltration de la préforme, une pression élevée est nécessaire lors du refroidissement rapide, pour compenser la contraction du métal. Les vitesses de refroidissement rapide obtenues dans le procédé de squeeze casting conduisent à l'obtention d'une microstructure à grains fins.

Par exemple, une vitesse de déplacement moyenne du piston de 32 mm/s [31] a permis d'obtenir un écoulement laminaire du métal dans la préforme, et par conséquent une faible interaction métal-renfort ; dans les mêmes conditions, une vitesse d'infiltration supérieure à 200 mm/s a déformé la préforme [30].

Des expériences menées sur un CMM 6061 + 20 % Vol. SiC_w - T6 ont montré peu d'influence de la température de la préforme T_p (pour $600^\circ\text{C} < T_p < 800^\circ\text{C}$) ainsi que de la température du métal liquide T_a (pour $700^\circ\text{C} < T_a < 900^\circ\text{C}$) sur la résistance en traction du composite obtenu [30].

1.2.3.3.3. Compocasting

Dérivé des procédés de moulage, le compocasting consiste à mélanger des renforts discontinus dans une matrice à l'état semi-solide (30 % solide environ), que l'on agite à l'aide d'un rotor ([32], [33]). La figure I.11 [34] représente une telle installation. Cette technique permet d'incorporer des renforts qui sont mal mouillés par la matrice ([29], [35]). Les renforts sont ainsi piégés dans la matrice à l'état semi-solide. Le mélange est ensuite coulé dans un moule.

1.2.3.3.4. Moulage

Duralcan (Alcan Aluminium Corp.) produit des CMM, A356 + SiC_p et A357 + SiC_p par exemple, qui peuvent être refondus en utilisant des techniques très proches de celles des alliages d'aluminium, moyennant quelques modifications dues à la présence des renforts. Lors de la refonte, la température du mélange doit être contrôlée précisément, afin d'éviter la formation de carbures d'aluminium suivant la réaction $4 \text{Al}_{(l)} + 3 \text{SiC}_{(s)} \rightarrow \text{Al}_4\text{C}_3 (s) + \text{SiC}_{(l)}$, et le mélange doit être agité de manière continue

afin de garder une répartition homogène des renforts et d'éviter que les particules ne se retrouvent dans le fond du moule, sans toutefois créer de turbulences. Après dégazage, le mélange peut être coulé suivant les procédés de fonderie classiques. Le principal intérêt de ces composites est leur coût très faible (d'environ 8 à 9 \$ le kg en 1990) du fait de leur production en série [9].

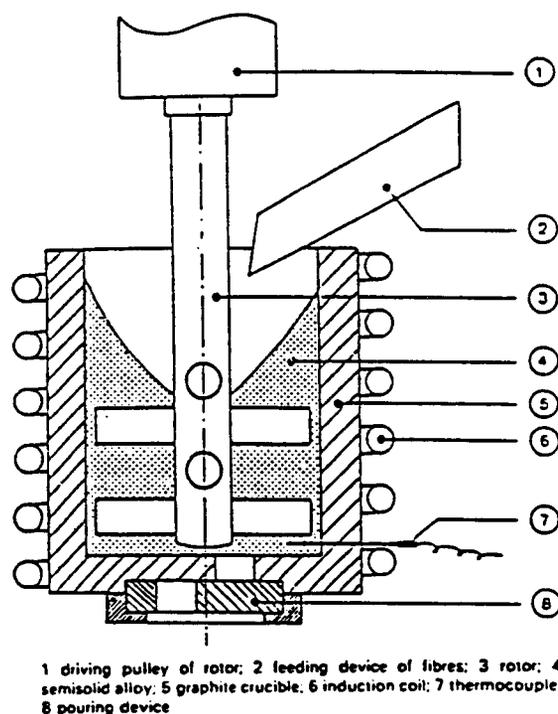


Figure 1.11 : Représentation schématique du procédé de Compcasting. [29]

1.2.3.3.5. Barrières de diffusion

Nous avons vu qu'un manque de mouillabilité pouvait être compensé par l'application d'une pression extérieure, lors de l'élaboration par squeeze casting par exemple. En revanche, les problèmes d'interactions chimiques fibres/matrice à haute température, et leurs conséquences sur les propriétés mécaniques, sont plus difficiles à maîtriser dans les procédés d'élaboration par voie liquide. L'emploi de barrières de diffusion (revêtements de fibres), ou d'éléments d'alliage dans la matrice (voir précédemment), peut être une solution aux problèmes de diffusion aux interfaces fibres/matrice et aux problèmes de mouillabilité [19].

Un exemple de barrière de diffusion pour le SiC est le SiO₂ qui se crée par oxydation à l'air [12]. On peut augmenter la mouillabilité de préformes de SiC par dépôt d'un composé

fluoré K_2ZrF_6 qui favorise la dissolution de la barrière d' Al_2O_3 qui se crée au fur et à mesure que le liquide progresse dans le réseau [25]. Les revêtements métalliques de nickel sur le SiC sont également utilisés avec des matrices d'aluminium ; cependant ces revêtements réagissent avec l'aluminium pour former des composés métalliques stables fragiles ($NiAl_3$, Ni_2Al_3 ...) [12]. L'inconvénient majeur de l'utilisation de ce type de revêtement - barrière de diffusion est l'augmentation sensible du coût des renforts.

I.2.3.4. Comparaison des CMM obtenus par moulage et métallurgie des poudres

Il est intéressant de comparer les propriétés mécaniques des CMM obtenus par M/P à celles des CMM obtenus par refonte d'un lingot préalablement élaboré par M/P. Cette comparaison n'a de sens que si la nature de la matrice, la nature (particules ou whiskers), la taille, la fraction volumique et la répartition des renforts SiC sont les mêmes. Le tableau I.2 [36] montre les propriétés mécaniques de trois CMM 1100 + 20 % Vol. SiC_p ou SiC_w ainsi que celles de la matrice élaborés soit par M/P soit par moulage. Dans ce cas, les conditions d'élaboration des CMM étaient légèrement différentes suivant le type de renforts (grosses particules, fines particules, whiskers). Les matrices étudiées étaient élaborées suivant deux de ces processus, l'un correspondant aux renforts particuliers de 250 μm , l'autre aux renforts whiskers.

Fraction Volumique et Elaboration (matrice 1100)	Nature du SiC	$R_{e 0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)
0 % SiC _p M/P	–	37,3	86,6
0 % SiC _p Moulage	–	26,5	93,2
0 % SiC _w M/P	–	31,6	68,4
0 % SiC _w Moulage	–	21,3	65,6
20 % SiC _p M/P	particules 250 μm	56	86,9
20 % SiC _p Moulage	particules 250 μm	47,9	71,9
20 % SiC _w M/P	whiskers ϕ 0,5 μm	167,0	298,8
20 % SiC _w Moulage	whiskers ϕ 0,5 μm	151,6	302
20 % SiC _p M/P	particules sphériques ϕ 0,5 μm	172,6	250,5
20 % SiC _p Moulage	particules sphériques ϕ 0,5 μm	167,1	237,1

Tableau I.2 : Propriétés mécaniques de composites obtenus soit par M/P soit par Moulage [36]

Les différences de limite d'élasticité et de résistance en traction, en faveur du CMM obtenu par M/P, sont faibles et s'expliquent par des phénomènes de ségrégation ou de porosité dans le composite obtenu par moulage, selon Arsenault et Wu [36]. Les microstructures sont également très voisines, montrant une densité de dislocations comparable dans les deux composites. On peut alors penser que les mécanismes de durcissement intervenant dans les deux modes d'élaboration sont les mêmes.

Ces résultats montrent donc qu'on peut espérer obtenir des CMM par moulage ayant les mêmes propriétés mécaniques qu'en M/P, moyennant l'obtention d'un matériau sans porosité, et un strict contrôle de la répartition des renforts dans la matrice. Ces résultats seront analysés ultérieurement (cf § I.3.2.1.1) en ce qui concerne l'influence de la nature du renfort (SiC_p ou SiC_w) sur les propriétés mécaniques.

I.2.3.5. Mise en forme

Dans le but d'augmenter les propriétés mécaniques dans une direction privilégiée, on peut procéder à des opérations d'extrusion et/ou de laminage à chaud.

Le tableau I.3 [16] donne les propriétés mécaniques de deux CMM (2124 + 25 % Vol. SiC_p ou SiC_w) traités T4 après extrusion. Les résultats montrent une augmentation sensible des propriétés mécaniques dans le cas des barreaux extrudés. En revanche, comme le font remarquer Héritier et al. [37], la ductilité, qui est faible sur le composite brut d'élaboration, reste faible après traitement thermomécanique.

Les études microstructurales montrent que l'extrusion permet d'obtenir une répartition quasi homogène des renforts dès l'application d'un taux d'extrusion de 8:1, mais que les micro-vides ne disparaîtront presque totalement que pour un taux d'extrusion de 25:1 [16]. Pour les composites Al renforcés de SiC_w , le contrôle du facteur de forme $\frac{\text{longueur}}{\text{diamètre}}$ des whiskers, de l'orientation des whiskers et d'un endommagement minimum des whiskers devrait permettre une augmentation sensible des propriétés mécaniques par extrusion [15]. Mais l'extrusion peut aussi conduire à des bandes riches en renforts dans la direction d'extrusion, ou encore à la rupture de certains renforts (d'après [38]) si les paramètres température, taux de déformation et conditions d'écoulement ne sont pas maîtrisés. Ces paramètres sont spécifiques à chaque composite et doivent être déterminés expérimentalement.

	$\sigma_{e 0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	E (GPa)
Matériau : 2124 + 25 % SiC_p				
1 : brut d'élaboration	412	440	1,0	110
2 : après extrusion à chaud (480°C)				
Taux d'extrusion 8 : 1	461	540	1,2	120
25 : 1	487	670	1,7	140
Matériau : 2124 + 25 % SiC_w				
1 : brut d'élaboration	394	421	0,6	100
2 : après extrusion à chaud (480°C)				
Taux d'extrusion 8 : 1	530	595	0,8	125
25 : 1	586	860	1,0	170

Tableau I.3 : Caractéristiques mécaniques à l'ambiante, dans l'état T4 [16].

Humphreys [39] a étudié l'influence de la taille des particules sur leur rupture, suite à un laminage à chaud ou à froid. La figure I.12 [39] résume les résultats obtenus. Nous voyons donc que la rupture des grosses particules est plus fréquente que celle des petites particules et que pour des tailles de renforts inférieures à 10 µm, il n'y a plus rupture des particules. La rupture des particules est également moindre à chaud qu'à froid.

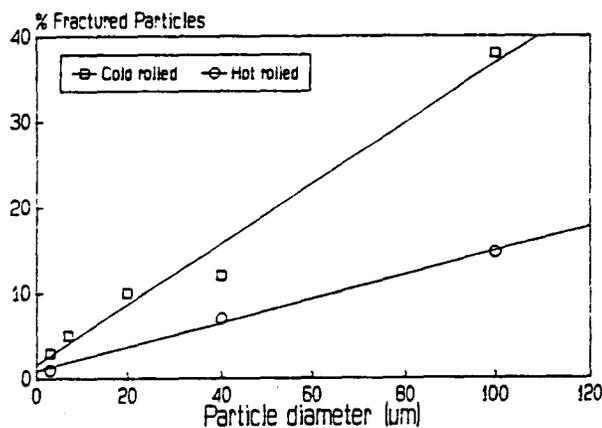


Figure I.12 : Rupture des particules de composites Al + 10 % Vol. SiC_p en fonction de la taille des particules. Les éprouvettes ont été laminées à 75%, à température ambiante ou à 475°C. [33]

I.2.4. Traitements thermiques

I.2.4.1. Processus de traitement thermique

De nombreuses études portent actuellement sur l'influence du traitement thermique et sur les mécanismes de précipitation dans les CMM. A l'origine, les traitements thermiques appliqués aux CMM étaient les traitements thermiques appliqués aux matériaux non renforcés, dont on connaît en général l'évolution microstructurale [40]. On supposait ainsi que la présence de renforts de type particules ou whiskers dans une matrice d'Al n'avait pas d'influence sur le processus de vieillissement de la matrice. Or des études récentes ont montré, comme on pouvait le prévoir, que les cinétiques de précipitation dans la matrice d'un CMM sont accélérées par rapport à celles observées dans la matrice non renforcée ([40], [41], [42], [43]). Il est bien évident que lors de la comparaison entre le composite et la matrice, composite et matrice doivent avoir été élaborés par le même processus et avoir subi le même type de traitement thermique, ce qui n'est pas toujours réalisé dans les études de la littérature.

I.2.4.2. Durcissement par précipitation et augmentation de la densité de dislocations

Christman et Suresh [40] ont étudié la variation de la microdureté en fonction de la durée de vieillissement, entre un CMM 2124 + 15 % pds SiC_w et l'alliage non renforcé élaboré par le même procédé. Le traitement thermique sur le matériau extrudé consiste en une mise en solution à 504°C pendant 4h, suivie d'une trempe à l'eau, et d'un vieillissement à 177°C. Les résultats de cette étude sont présentés figure I.13 [40] et montrent une réduction du temps de vieillissement de 12h sur le métal de base à 4 h sur le composite, pour obtenir le maximum de dureté.

Il y a durcissement de la matrice du composite par augmentation de la densité de dislocations et par précipitation de Al₂CuMg sur les dislocations, comme le fait apparaître l'étude microstructurale au MET. Il est observé une plus grande densité de dislocations dans la matrice du composite que dans l'alliage de base, due aux défauts d'origine thermique produits lors de la trempe et causés par la présence des renforts dans la matrice. Cette plus grande densité de dislocations dans la matrice du composite avait initialement été observée par Arsenault et Fisher [44] et expliquée par la déformation résultant de la différence des coefficients de dilatation thermique entre la matrice aluminium et le renfort SiC pendant la trempe ; cette densité de dislocations peut être 10 à 20 fois supérieure à celle de l'alliage de base laminé à chaud.

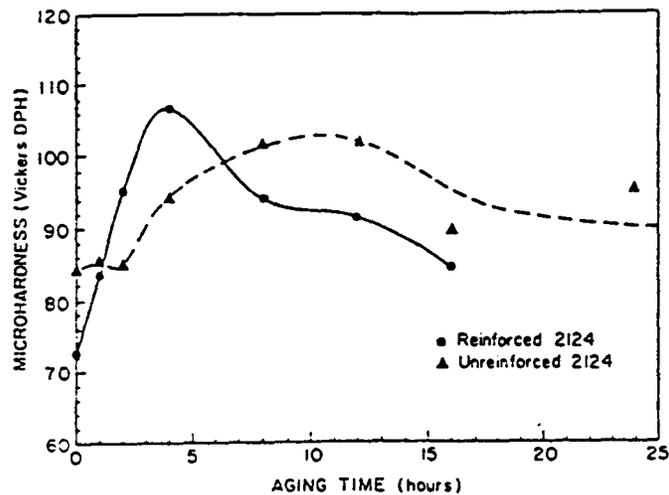


Figure I.13 : Variation de la microdureté de la matrice en fonction du temps de vieillissement (à une température de vieillissement de 177°C) pour un composite 2124 + 15 % pd. SiC_w et l'alliage non renforcé. [34]

I.2.4.3. Influence du temps de vieillissement

Lloyd [45] a étudié l'influence du temps de vieillissement sur les propriétés mécaniques d'un CMM 6061 renforcé par 10 % ou 20 % Vol. SiC_p, élaboré par moulage. Le traitement thermique consiste en une mise en solution à 530°C suivi d'un vieillissement à 175°C. Les figures I.14, I.15, I.16 [45] montrent les évolutions de la limite d'élasticité à 0,2%, de l'allongement à rupture et de l'exposant d'écroutissage n en fonction du temps de vieillissement. Ces courbes montrent que la variation des propriétés mécaniques en fonction du taux de renfort (augmentation de la limite d'élasticité et diminution de la ductilité quand on augmente le taux de renfort) n'est pas affectée par le traitement thermique. On remarque également que l'évolution de l'exposant d'écroutissage n est très semblable à celui de l'alliage non renforcé.

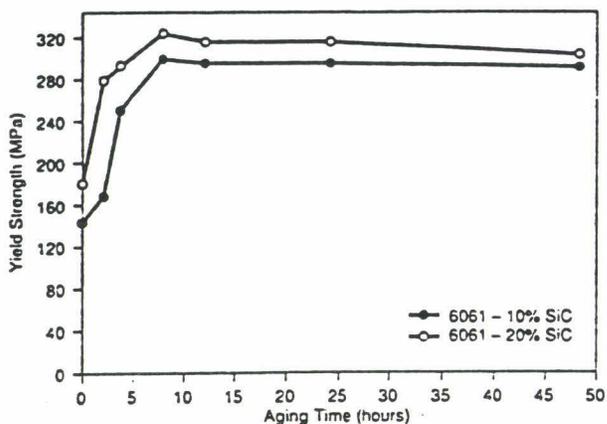


Figure I.14 : Variation de la limite d'élasticité en fonction du temps de vieillissement, pour une température de vieillissement de 175°C. [39]

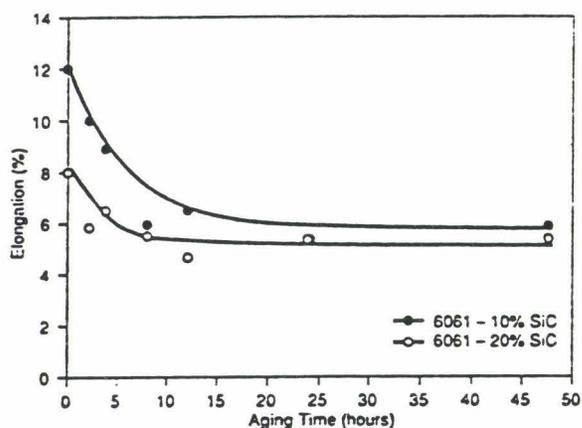


Figure I.15 : Variation de l'allongement à rupture en fonction du temps de vieillissement, pour une température de vieillissement de 175°C. [39]

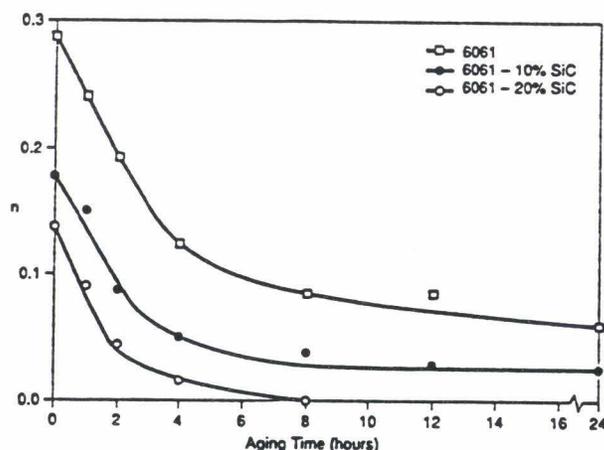


Figure I.16 : Variation de l'exposant d'écrouissage n en fonction du temps de vieillissement, pour une température de vieillissement de 175°C. [39]



I.2.4.4. Influence du taux de renfort

Si Lloyd [45] n'a pas trouvé d'influence du taux de renfort sur la cinétique de précipitation dans un CMM 6061 + 10 % ou 20 % Vol. SiC_p élaboré par moulage, Rack (cité par Lloyd [45]) a observé une modification de cette cinétique de précipitation sur un CMM renforcé par whiskers et élaboré par M/P. Ce type d'étude demande à être approfondi. En effet, on peut se demander si, contrairement aux résultats de Arsenault et Wu [36], le mode de fabrication (M/P ou moulage) n'a pas lui même une influence sur la cinétique de précipitation lors du traitement thermique.

Les mécanismes d'accélération du processus de vieillissement doivent être interprétés à la lumière de ceux observés dans les alliages plus classiques ; il est nécessaire de les maîtriser, car si le temps de vieillissement a peu d'influence sur la limite d'élasticité ou la résistance à rupture du composite, il a beaucoup d'influence sur sa ductilité et sur sa résistance à la fissuration ainsi que sur la résistance à la rupture de la matrice du composite. La grande différence de propriétés mécaniques entre un composite sous-vieilli et un composite sur-vieilli peut conduire à des interprétations erronées, si les conditions du traitement thermique n'ont pas été optimisées.

→ I.2.5. Interface

Dans le domaine des composites à renforts courts il est bien connu que, si les propriétés mécaniques d'un composite dépendent des propriétés mécaniques de chaque phase, l'interface conditionne directement les propriétés mécaniques du composite. La réalisation de CMM ayant des propriétés mécaniques précises nécessite parfois des caractéristiques contradictoires au niveau de l'interface : une faible résistance de l'interface permettra une bonne résistance longitudinale et une bonne ténacité du CMM grâce au décollement des fibres ; en revanche une interface très résistante offrira de bonnes propriétés transversales [46]. On ne cherche pas pour autant à obtenir une trop forte adhésion fibres/matrice, qui peut conduire à une propagation de fissure très rapide dans le cas de la rupture d'une fibre [47]. Un compromis doit être trouvé, conformément au schéma de la figure I.17 [48]. On peut classer les interfaces en deux grands types : les interfaces de type mécanique et les interfaces de type chimique.

Une interface est dite de type mécanique si le transfert de charge entre la matrice et le renfort s'effectue par frottement, les renforts étant frettés dans la matrice. Dans le cas d'un renfort par whiskers, le transfert de charge s'effectue notamment grâce à la rugosité de la surface des whiskers [15].

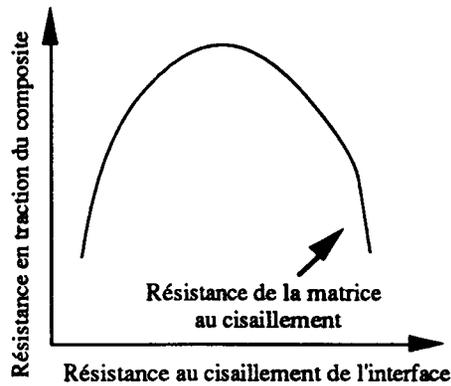


Figure I.17 : Représentation schématique de la résistance en traction du composite en fonction de la résistance au cisaillement de l'interface [6].

Une interface est dite de type chimique si le transfert de charge s'effectue grâce aux liaisons chimiques qui existent au niveau de l'interface. Les progrès réalisés dans l'élaboration des CMM Al-SiC font apparaître peu de dissolution de l'Al dans les renforts et peu de création de composés intermétalliques fragiles à l'interface fibres/matrice, qui seraient des sites privilégiés d'amorçage de fissures. Une dissolution partielle de l'aluminium dans la fibre permet d'augmenter l'adhésion fibres/matrice et peut conduire à des faciès de rupture où l'on observe un film de matrice sur les renforts, comme on le voit sur les whiskers sur la figure I.18 [49].

Pratiquement, les interfaces que l'on rencontre dans les CMM sont un couplage d'une interface mécanique et d'une interface chimique.

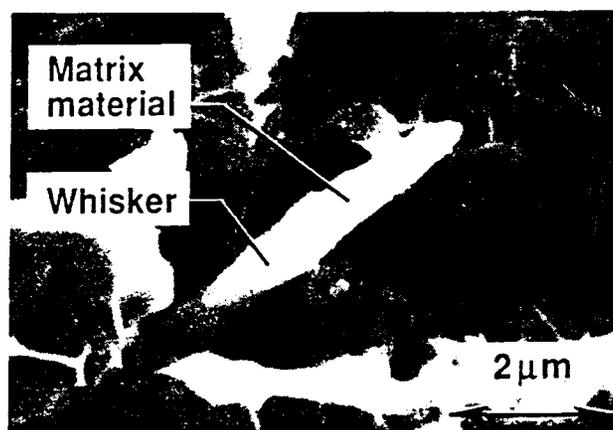
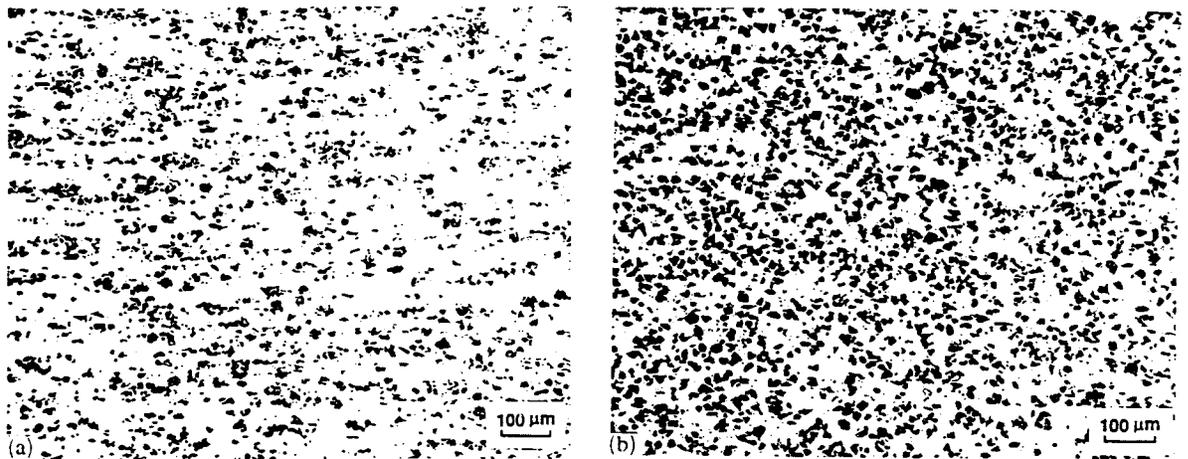


Figure I.18 : Fractographie au MEB d'un whisker enrobé d'un film de matrice dans un CMM avec 30 % Vol. SiC_w. [42]

I.2.6. Observations microstructurales

I.2.6.1. Répartition des renforts

Les figures I.19a et I.19b [50] montrent les microstructures (non attaquées chimiquement) d'un CMM 6061 renforcé respectivement par 10 ou 20% Vol. SiC_p , élaboré par moulage et extrudé, non traité thermiquement. Les filots sombres représentent les particules alors que le fond blanc correspond à la matrice 6061. On observe une répartition quasi-homogène des renforts avec très peu de zones de ségrégation.



*Figure I.19 : Microstructure d'un 6061+ SiC_p à l'état brut :
(a) fraction volumique 10 %, (b) fraction volumique 20 %. [43]*

La figure I.20 [51] montre la microstructure d'un CMM 2024 + 20 % Vol. SiC_w , élaboré par squeeze casting puis filé et traité T4. Les photos sont prises dans le sens longitudinal et dans le sens transversal des barres de composite ; elles font apparaître un bon alignement des whiskers le long de la direction de filage et une répartition quasi homogène des renforts. Les dimensions des whiskers varient ici de 1 à 6 μm en diamètre et de 6 à 16 μm en longueur.

I.2.6.2. Microstructure

Ribes et al. ([43], [52]) ont étudié la microstructure d'un CMM A356 + 10 % Vol. SiC_p élaboré par compocasting et traité thermiquement T6. Le composite a été étudié avec des particules à l'état brut ou oxydées (recouvertes d'un film de 50 nm de SiO_2). La figure I.21 [52] montre les microstructures des composites observées au microscope optique (sans attaque).

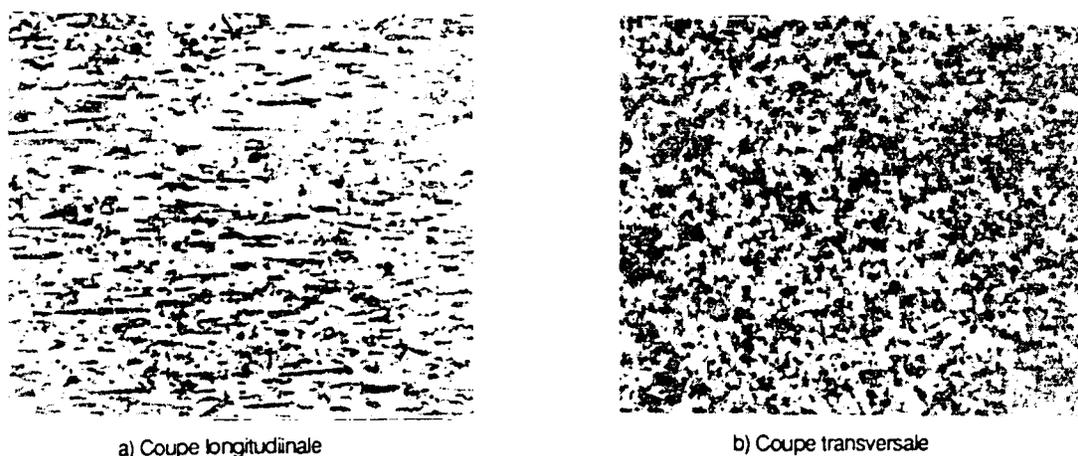


Figure I.20 : Microstructure d'un 2024 + SiC_w suivant l'axe du filage et le diamètre des barres (x 1000). [44]

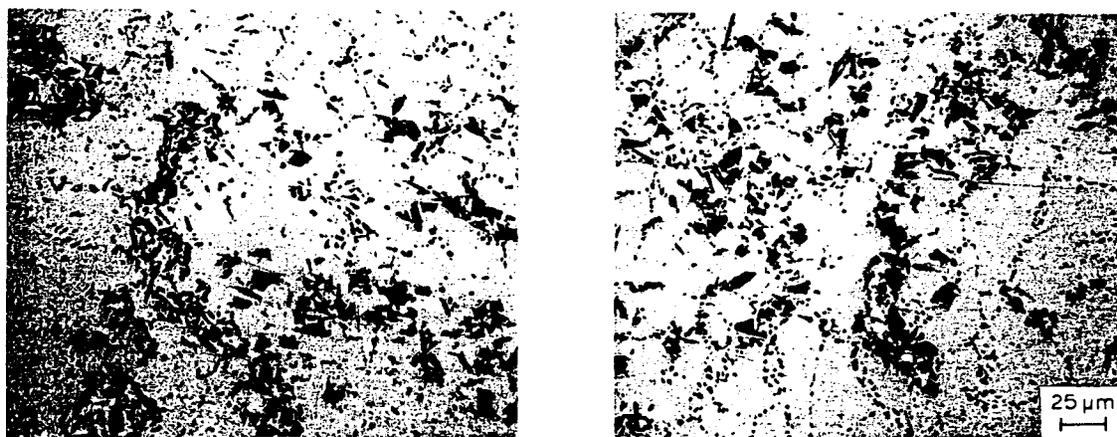


Figure I.21 : Microscopie optique d'un A356 + SiC_p :
(a) composites avec particules à l'état brut, (b) composite avec particules oxydées. [45]

La distribution des renforts est similaire dans les deux composites et fait apparaître des zones pauvres en particules et des zones de ségrégation. La figure I.22 [52] montre l'absence, au niveau de l'interface, de composés pouvant provenir de réactions fibres/matrice pour les particules à l'état brut. En particulier, on a évité la formation de Al₄C₃ pouvant apparaître par la réaction $4 Al_{(l)} + 3 SiC_{(s)} \rightarrow Al_4C_3_{(s)} + SiC_{(l)}$, en élaborant le composite à des températures suffisamment faibles (< 650°C).

On pourra cependant remarquer la présence de Mg₂Si ou de précipités de Si dans la matrice, suite au traitement T6. Des traces de Mg₂Al₂O₄ sont néanmoins présentes à l'interface. En revanche, dans le cas des particules oxydées, les études microstructurales montrent la présence de Mg₂Al₂O₄ à l'interface SiC_p/matrice, composé apparu suivant la

réaction $2 \text{Al} + 2 \text{SiO}_2 + \text{Mg} \rightarrow \text{MgAl}_2\text{O}_4 + 2 \text{Si}$. La figure I.23 [52] montre nettement cette présence de MgAl_2O_4 . Nous verrons plus tard l'influence de l'oxydation des particules sur les propriétés mécaniques et sur le mode de ruine.

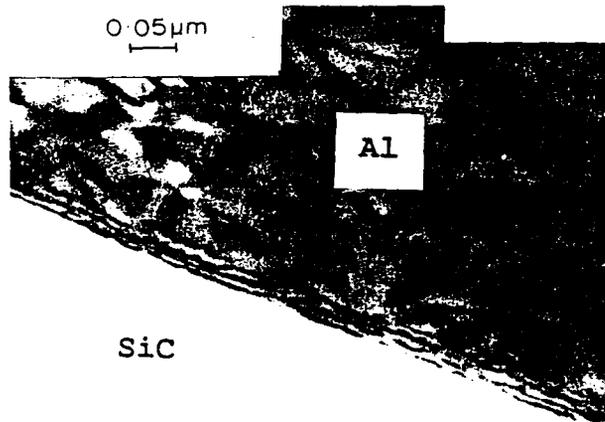


Figure I.22 : Interface particule / matrice pour un composite A356 + SiC_p , avec des particules à l'état brut (MET). [45]

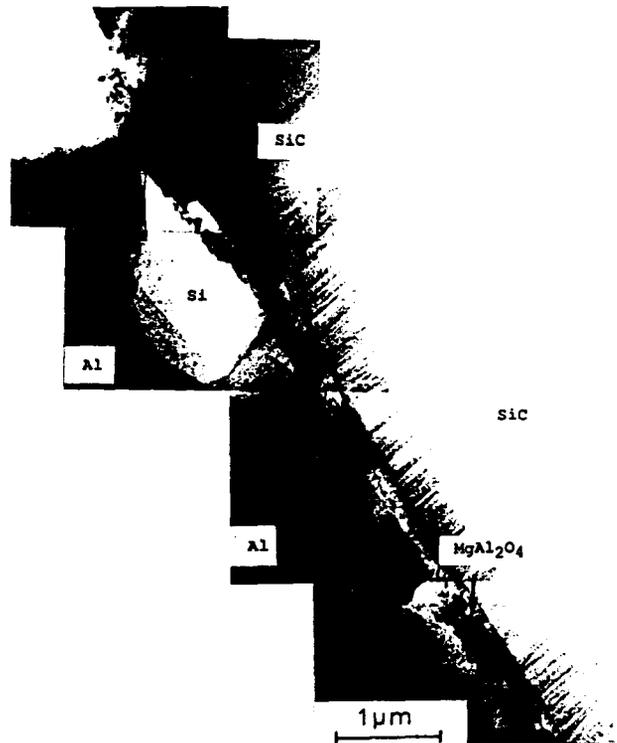


Figure I.23 : Interface particule / matrice pour un composite A356 + SiC_p , avec des particules oxydées montrant la présence de MgAl_2O_4 et de Si (MET). [45]

I.2.7. Usinage

Si les différents modes d'élaboration des CMM tendent vers la production de pièces nécessitant peu d'usinage ("near net shape"), l'usinage des surfaces fonctionnelles est très difficile et par conséquent très onéreux. Paradoxalement, très peu d'études ont été réalisées sur l'usinabilité des CMM, les recherches s'étant focalisées jusqu'à présent sur l'élaboration. L'usinabilité des CMM est pourtant à l'heure actuelle un des plus gros problèmes, surtout pour l'industrie automobile [23] ; nous nous limiterons ici à l'étude de l'usinage conventionnel par outil coupant, mode d'usinage le mieux adapté à la production en série.

I.2.7.1. Usinage par outil coupant

Chadwick et Heath (cités par Chambers [53]) ont étudié l'usinabilité d'un CMM A-G5 + 15 % Vol. SiC. Deux types d'outils ont principalement été étudiés : un outil diamant PCD (010) et un outil carbure (K10) du fait de la très grande dureté des renforts. La figure I.24 [53] présente le temps d'usinage, pour une usure de l'outil de 0,2mm, en fonction de la vitesse de coupe.

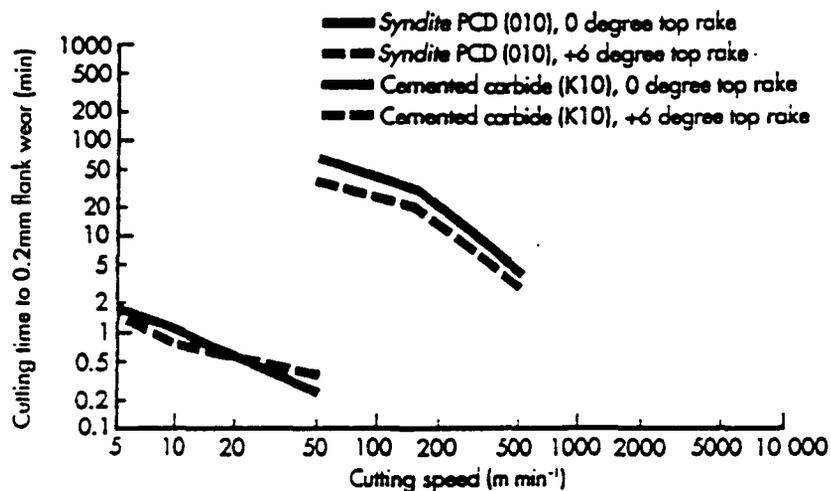


Figure I.24 : Temps de coupe pour obtenir une usure frontale de 0,2 mm de la face en dépouille des outils de coupe en fonction de la vitesse de coupe. [46]

On voit que pour les mêmes conditions de coupe, l'outil diamant a une durée de vie 100 fois supérieure à l'outil carbure. De plus, l'usinage par outil diamant permet l'utilisation de paramètres de coupe plus élevés, comme le montre le tableau I.4 [51] ci-dessous.

	Vitesse de coupe (m/mn)	Vitesse d'avance (mm/tour)	Profondeur de passe (mm)
Outil carbure	10-30	0,5-1	1-5
Outil diamant	150-400	0,1-0,2	1-3

Tableau I.4 : Conditions de coupe en tournage d'un CMM Al-5% Mg + 15 % Vol. SiC [53]

Chambers [53] note que l'état de surface obtenu par l'outil diamant est meilleur que celui obtenu par l'outil carbure, bien que dans tous les cas l'état de surface obtenu sur le CMM soit moins bon que dans le cas de l'usinage de la matrice seule. La microstructure de la sous-surface est également affectée, sur une profondeur d'environ 20 μm pour un outil carbure, et sur seulement 10 μm pour un outil diamant. En revanche, Charles [4] signale que l'usinage d'un barreau de CMM 2124 + 25 % Vol. SiC_p - extrudé s'est avéré difficile, même avec l'utilisation d'un outil diamant.

Il faut cependant noter que les études réalisées par Chambers et al. [54] ont été réalisées sans huile de coupe. Duralcan [55] en revanche préconise l'utilisation d'une huile de coupe pour la plupart des opérations d'usinage de CMM Al-SiC. On peut ainsi espérer augmenter de manière significative la durée de vie de l'outil et la qualité de l'état de surface obtenu.

En conclusion de ces études, on pourra utiliser des outils carbures si les volumes de coupe sont faibles ; l'outil diamant semble en revanche être le mieux adapté pour l'usinage en série [9].

1.2.7.2. Usinage par outil coupant ou électro-érosion

Roebuck et al. [56] ont montré sur un CMM 6061 + 30 % Vol. SiC_p-T6 l'influence du mode d'usinage sur l'allure de la courbe contrainte/déformation en traction monotone. Les différentes éprouvettes ont été usinées, soit par électro-érosion, soit par outil coupant en diamant sur machine à commande numérique. La figure I.25 [56] présente l'allure des différentes courbes de traction obtenues, en sens long et en sens travers ; elles montrent que la résistance mécanique de l'éprouvette usinée par électro-érosion est plus faible que celle de l'éprouvette usinée par outil coupant en diamant. Ce phénomène n'est pas interprété mais soulignons que les conditions de préparation des éprouvettes doivent être prises en compte dans l'interprétation des résultats. Ces remarques sont d'autant plus pertinentes si on

travaille dans le domaine de la fatigue, où on sait bien que l'état de surface a un rôle primordial dans l'amorçage des fissures.

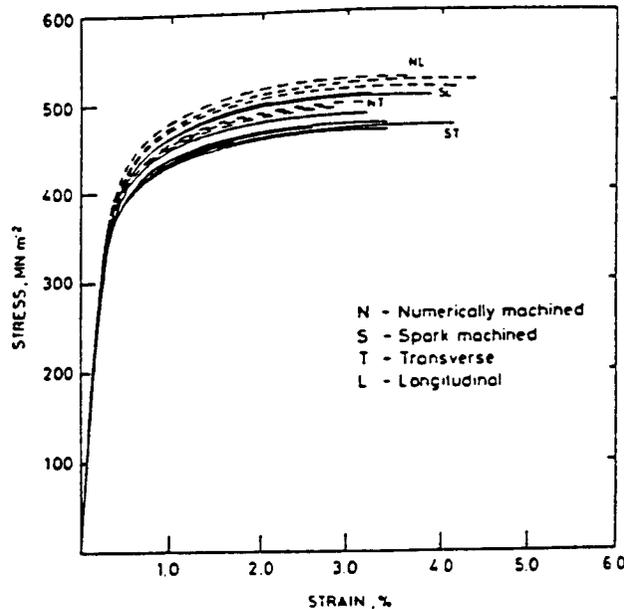


Figure 1.25 : Courbe de traction monotone montrant l'influence du mode d'usinage sur un CMM 6061 + 30 % Vol. SiC_p-T6. [49]

1.2.7.3. Polissage

Concernant les CMM, comme pour les méthodes d'usinage, on trouve très peu de précisions sur les états de surface en général et sur le polissage en particulier [56], qui est en général nécessaire pour obtenir une bonne résistance à la fatigue.

1.2.8. Contraintes résiduelles

1.2.8.1. Origine

L'aluminium et le SiC possèdent des coefficients de dilatation thermique très différents : $\alpha_{Al} = 22,5 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ et $\alpha_{SiC} = 3,3 \cdot 10^{-6} K^{-1}$. Le refroidissement, après élaboration à plus ou moins haute température, crée des champs de contraintes et de déformations internes d'origine thermique qui conduisent à une forte adhésion à l'interface fibres/matrice [57]. Cette interface est essentiellement de type mécanique.

En fait, le champ des contraintes résiduelles dans un CMM est très complexe : l'élaboration du produit semi-fini (après extrusion puis traitement thermique) conduit à des contraintes résiduelles à cœur alors que l'usinage ou un traitement de grenailage par

exemple, conduit à des contraintes résiduelles en surface. James [58] remarque après usinage par fraisage, la présence de contraintes résiduelles de compression en surface. Cependant, il a été montré [59] que les conditions de coupe (notamment la vitesse d'avance et la profondeur de passe) influençaient fortement l'état de contraintes résiduelles en surface. Par exemple, l'utilisation d'une vitesse d'avance élevée en tournage conduit à des contraintes résiduelles de traction en surface. En conséquence, comme le font remarquer Ledbetter et Austin [57], les mesures expérimentales par rayons X (en surface donc), ne vérifient pas la condition d'équilibre renforts/matrice :

$$V_f \langle \sigma \rangle_f + (1-V_f) \langle \sigma \rangle_m = 0$$

avec : $\langle \sigma \rangle_f$ contrainte moyenne dans le renfort

$\langle \sigma \rangle_m$ contrainte moyenne dans la matrice

1.2.8.2. Détermination expérimentale

Très peu d'études portent sur la détermination expérimentale des contraintes résiduelles dans les CMM. Les principales techniques expérimentales utilisées sont : la diffraction des rayons X, qui donnent les contraintes résiduelles du premier et du second ordre [60] en surface, les méthodes ultrasonores, qui donnent les contraintes résiduelles du troisième ordre, et les méthodes de relaxation (méthodes destructives) telle "la méthode du trou incrémental" ([61], [62]) qui donnent accès aux contraintes du premier ordre, en fonction de la profondeur.

Lu et al. [63] ont mesuré les contraintes résiduelles dans un CMM 2124 + 15 % Vol. SiC_p-T6, brut de tournage, avec et sans grenailage. Ces mesures ont été réalisées par diffraction de rayons X et par la méthode du trou incrémental. La première méthode donne accès aux contraintes résiduelles moyennes dans la matrice d'une part, dans les renforts d'autre part ; la seconde donne accès aux contraintes résiduelles globales dans le composite. La figure I.26 [63] donne les contraintes résiduelles dans les directions \vec{x} et \vec{y} sur une plaque de ce composite brut de tournage, en fonction de la profondeur z ; elle montre en particulier qu'avec les conditions de coupe utilisées, les contraintes résiduelles provenant de l'usinage sont très faibles.

Sur le composite grenailé, la figure I.27 [63] montre que l'on obtient une précontrainte de compression sur une profondeur de 300 μm environ, et que, comme pour les matériaux métalliques, le grenailage de précontrainte modifie l'état des contraintes résiduelles en surface et donne un état de contraintes résiduelles quasiment isotrope.

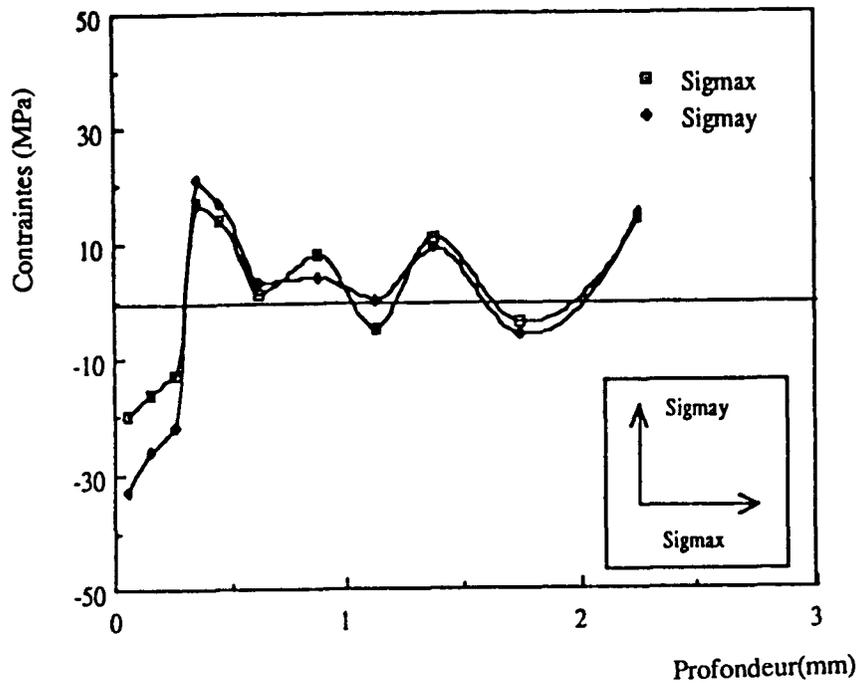


Figure 1.26 : Contraintes résiduelles obtenues dans un matériau 2124 + 15 % Vol. SiC_p brut d'usinage. [55]

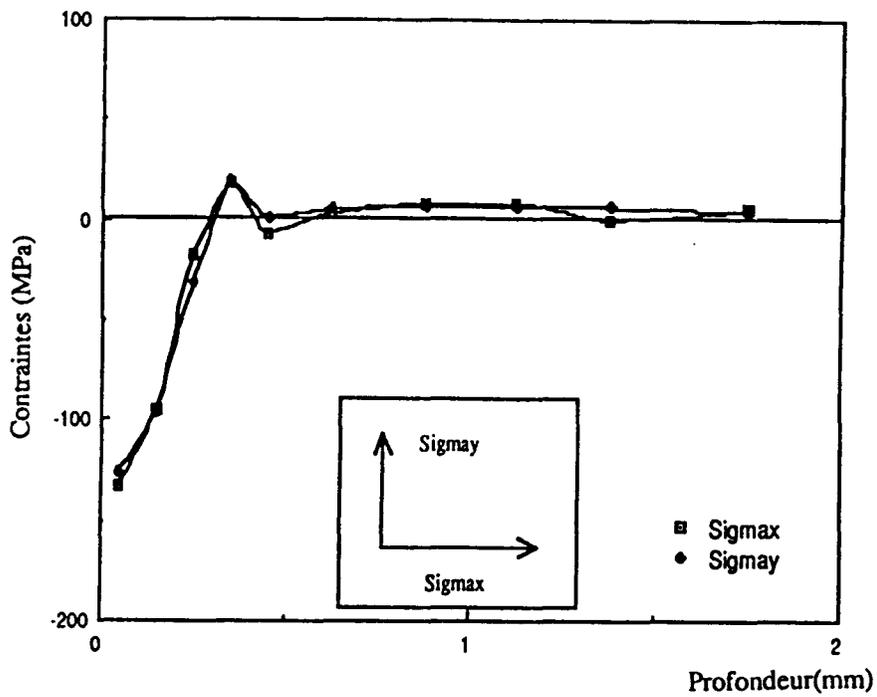


Figure 1.27 : Contraintes résiduelles dans un composite 2124 + 15 % Vol. SiC_p après grenailage. [55]

I.2.8.3. Influence du taux de renfort

Des modèles élastiques simples montrent que les renforts SiC sont en compression et la matrice en traction. On obtiendra ainsi sur le composite, une limite d'élasticité en compression plus élevée qu'en traction, comme le confirment les travaux de Arsenault et Taya [64]. Ils ont étudié l'influence du taux de renfort sur les limites d'élasticité en traction et en compression d'un CMM 6061 renforcé par 5 ou 20 % Vol. SiC_w, ainsi que celles de la matrice. Tous les matériaux ont été recuits pendant 12 heures à 535°C. Sur le matériau non renforcé, la figure I.28a [64] ne fait quasiment pas apparaître de différence entre la courbe en compression et la courbe en traction alors que la résistance en compression est plus élevée sur les figures I.28b [64] et I.28c [64] respectivement.

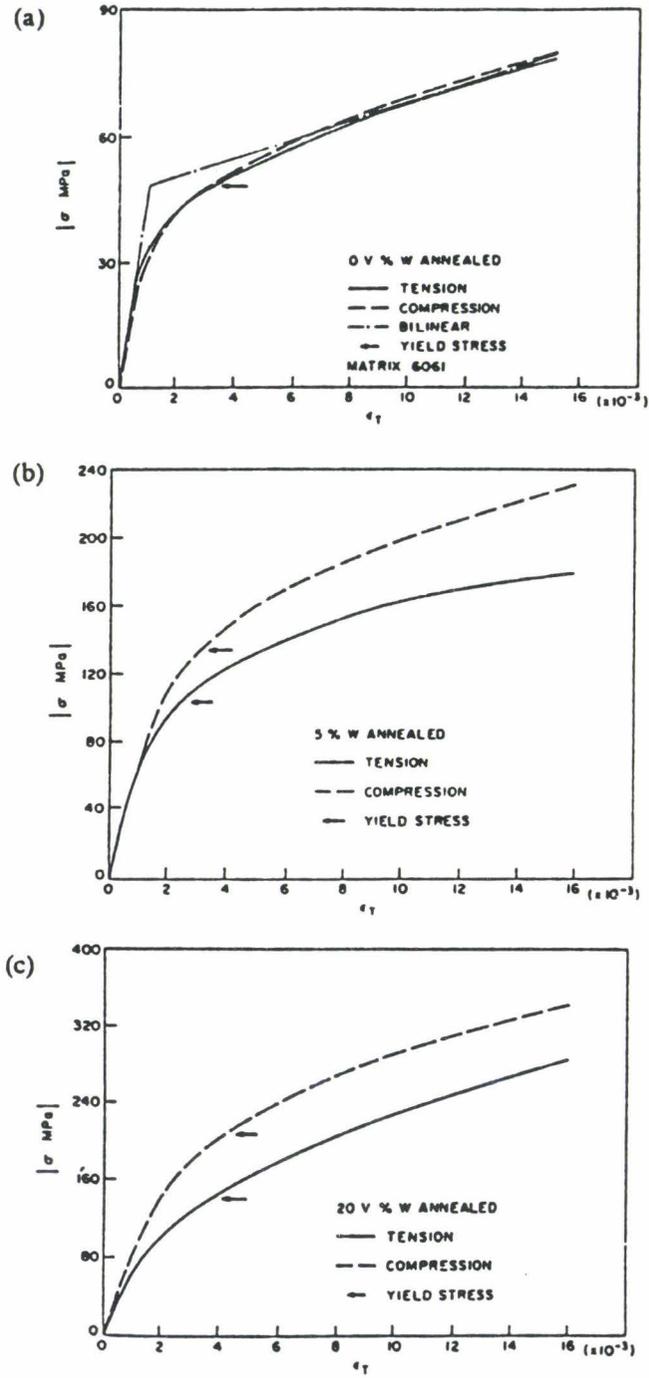


Figure I.28 : Variation de la valeur absolue de la contrainte en fonction de la déformation pour différents CMM 6061 + SiC_w, à l'état revenu. [56]

I.3. Propriétés mécaniques

I.3.1. Méthodes d'essai

L'apparition de nouveaux matériaux comme les CMM nécessite dans un premier temps leur caractérisation mécanique expérimentale par des méthodes d'essais pouvant fournir des résultats fiables et comparables. A l'heure actuelle, il n'existe pas de normalisation pour les essais sur CMM à renforts discontinus, que ce soit en traction monotone, en fatigue, en ténacité etc... La plupart des travaux bibliographiques se basent en fait sur les normes ASTM, auxquelles nous nous référerons par conséquent.

I.3.1.1. Essais de traction monotone

I.3.1.1.1. Normalisation de l'essai

La norme ASTM D3552 [65] présente les méthodes d'essais en traction monotone pour les CMM renforcés de fibres continues ; elle sert actuellement de référence pour les essais sur CMM à renforts discontinus. Pour les matériaux renforcés par whiskers ou particules, la normalisation concernant les matériaux métalliques classiques semble convenir, moyennant notamment le contrôle de l'alignement de l'éprouvette, et une mesure fiable de la déformation.

I.3.1.1.2. Alignement de l'éprouvette

Les CMM étant des matériaux très résistants et à faible ductilité, une attention particulière doit être portée sur les conditions d'alignement des mors d'amarrages, afin d'avoir un effort centré sur l'axe de l'éprouvette et d'éviter ainsi les sollicitations de flexion.

I.3.1.1.3. Mesure de la déformation

La faible ductilité et la grande raideur des CMM nécessitent une mesure d'autant plus précise de la déformation. Pour cette mesure, de bons résultats ont été obtenus en faisant la moyenne des valeurs fournies par deux jauges de déformation collées de part et d'autre d'une éprouvette plate. La mesure de la déformation à l'aide de deux jauges permet d'obtenir une portion initiale linéaire sur la courbe contrainte-déformation en traction monotone, et d'accéder ainsi à la mesure du module d'Young.

Des mesures de déformation par extensomètre longitudinal peuvent également être réalisées ; mais elles peuvent causer la rupture prématurée de l'éprouvette au niveau des couteaux, en cas de faible ductilité.

Le calcul du module d'Young à partir d'une courbe d'essai de traction monotone peut s'avérer difficile dans le cas des CMM à renforts discontinus : comme le fait remarquer Davidson [20], on obtient parfois une courbe de traction monotone parabolique à partir de laquelle il est difficile de calculer un module d'Young et de définir la limite proportionnelle. On peut alors appliquer un cycle de chargement-déchargement et obtenir ainsi une partie linéaire plus importante qui permet de calculer le module d'Young et de définir la limite proportionnelle.

I.3.1.1.4. Influence de la vitesse de déformation

Roebuch et al. [56] n'ont pas observé d'influence sensible de la vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques de CMM Al-SiC_p, dans les plages de vitesse généralement utilisées pour les matériaux métalliques, non précisées par ailleurs. Les mêmes observations ont été faites par Chou [66] sur un CMM 2014 + 25 % Vol. SiC_w élaboré par M/P, pour des vitesses de déformation de 10^{-4} et 5 s^{-1} .

I.3.1.2. Essais de ténacité (K_{Ic})

De même que pour les essais de traction monotone, il n'existe pas de normalisation spécifique des essais de ténacité spécifiques aux composites à matrice métallique à renforts discontinus. Par conséquent, les normes BS 5447 et ASTM E399 développées pour les matériaux métalliques servent de référence pour les CMM à renforts discontinus et définissent en particulier la géométrie des éprouvettes (figure I.29 [67]), les conditions de préfissuration en fatigue et les critères de validité des essais. Roebuch et al. [68] ont fait une synthèse de résultats d'essais de ténacité effectués sur des CMM Al-SiC renforcés de particules ; ils ont montré que les méthodes d'essais appliquées aux matériaux métalliques pour la détermination de K_{Ic} conviennent également pour les CMM renforcés de particules.

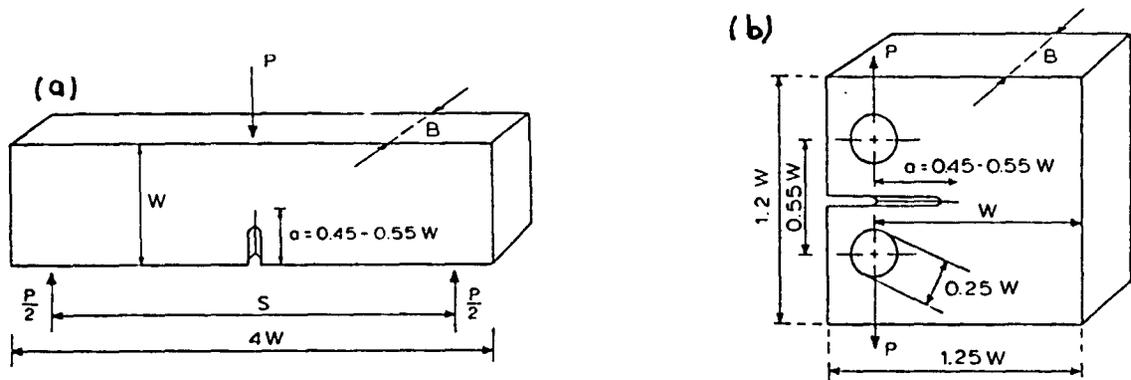


Figure I.29 : Eprouvettes normalisées :
 (a) éprouvette de flexion, (b) éprouvette compacte. [59]

L3.1.2.1. Critères de validité des essais de ténacité

En particulier, les critères de validité des essais portent sur la définition d'une épaisseur d'éprouvette minimale ($B > 2,5 \left(\frac{K_Q}{R_e} \right)^2$) afin de s'assurer que l'on est essentiellement en mode de déformations planes et sur la forme de la courbe charge-ouverture ($\left(\frac{P_{max}}{P_Q} \right) < 1,1$) (On trouvera la définition de P_Q et P_{max} sur la figure I.30 [69].

Le calcul de K_Q en fonction de P_Q se fait à partir de relations dépendant de la géométrie de l'éprouvette) Si ces critères sont vérifiés alors $K_Q = K_{Ic}$. Sinon la ténacité obtenue est non seulement fonction du matériau, mais également fonction de la géométrie de l'éprouvette (de son épaisseur B notamment) [70].

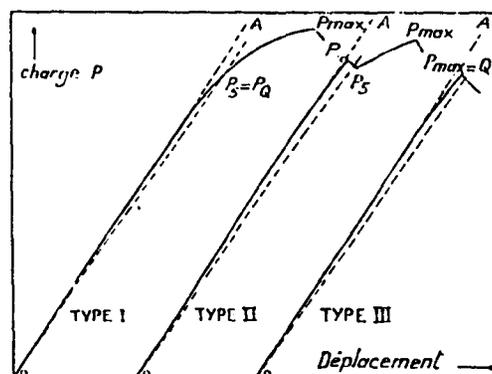


Figure I.30 : Principaux types de courbe charge-déplacement. [61]

Pourtant, comme le fait remarquer Broek [67], si l'épaisseur B de l'éprouvette est trop faible, la valeur de K_Q correspond alors à la mesure de la ténacité d'une éprouvette d'une épaisseur donnée. Cette mesure de K_Q peut néanmoins s'avérer utile, car de nombreuses structures ne sont pas systématiquement sollicitées en déformations planes, l'utilisation de la ténacité K_{Ic} conduisant dans ce cas à des résultats surestimés.

De plus, selon Roebuch et al. [68], la condition $B > 2,5 \left(\frac{K_Q}{R_e} \right)^2$ semble trop restrictive pour les CMM renforcés par particules ; mais ce résultat reste à confirmer sur d'autres matériaux que ceux testés par ces auteurs.

I.3.1.2.2. Courbure du fond de fissure

Par ailleurs, Roebuch et al. [68] et Charles [4] constatent que de nombreux essais de mesure de ténacité ne sont pas validés, en raison d'une courbure du fond de fissure trop importante. Certains auteurs n'ont pu obtenir aucun résultat de K_{Ic} vis à vis de la norme ASTM E399 [71]. Par conséquent, des études complémentaires doivent être menées afin de relier la courbure de la fissure à l'état des contraintes résiduelles, qui semble être un facteur déterminant dans ce cas, ou même afin de redéfinir une nouvelle géométrie d'éprouvette conduisant à une propagation de fissure sensiblement rectiligne.

I.3.1.2.3. Rayon en fond de fissure

Roebuch et al. [68] insistent sur l'importance du rayon en fond de fissure sur les éprouvettes entaillées pour des composites renforcés de particules. Plus le rayon en fond de fissure est petit, plus la ténacité diminue, le minimum étant atteint dès un rayon en fond de fissure de $80 \mu\text{m}$. Ces résultats sont confirmés par Hirano et al. [72] sur des composites renforcés de SiC_w en ce qui concerne la décroissance, et par Raymond et al. [73], dans le cas de composites renforcés de whiskers, en ce qui concerne l'existence d'un rayon minimum en dessous duquel la ténacité ne diminue plus.

Il est par conséquent important de réaliser une préfissuration en fatigue, afin d'obtenir une acuité de fissure maximum.

I.3.1.3. Essais de propagation de fissure en fatigue

Là encore, aucune normalisation spécifique aux CMM à renforts discontinus n'a été développée jusqu'à présent ; la norme ASTM E 647-88 sert de référence pour les méthodes d'essais de propagation de fissure de fatigue. La plupart des essais sont ainsi réalisés sur des éprouvettes de type CT, avec des rapports de charge $R = 0,1$ et des fréquences de

sollicitations cycliques pouvant varier de 10 à 50 Hz. La principale difficulté, lors de la détermination de la résistance à la fissuration d'un CMM, provient du haut seuil de non-propagation de fissure généralement observé et d'une faible ténacité K_{Ic} , qui conduit à une courbe de propagation de fissure très pentue [74]. Cet effet est encore accéléré quand le rapport de charge R passe de 0,1 à 0,5 [75]. Un léger changement de ΔK entraîne par conséquent une rapide variation de la vitesse de propagation, ce qui impose une mesure précise de la charge et de la longueur de fissure [56].

1.3.1.3.1. Seuil de non-propagation de fissure

La détermination d'un seuil de non-propagation de fissure ΔK_{seuil} peut s'avérer délicate puisque dans ce régime, la fissuration dépend fortement du matériau, de l'environnement et des méthodes d'essais. Des déterminations de seuils de non-propagation de fissure ont été menées avec succès, en diminuant progressivement la charge de 5 %, à chaque progression de fissure de 0,5 mm ([76], [77]).

1.3.1.3.2. Fermeture de fissure

La mesure de fermeture de fissure ($K_{fermeture}$) peut se faire soit à l'aide de jauges collées sur la face arrière de l'éprouvette, soit par l'utilisation de capteurs d'ouverture. Le calcul précis du facteur d'intensité de contrainte de fermeture de fissure se fait par la détermination de la rupture de pente de la courbe charge-ouverture lors du déchargement. La figure I.31 [78] représente schématiquement la technique de détermination de $K_{fermeture}$.

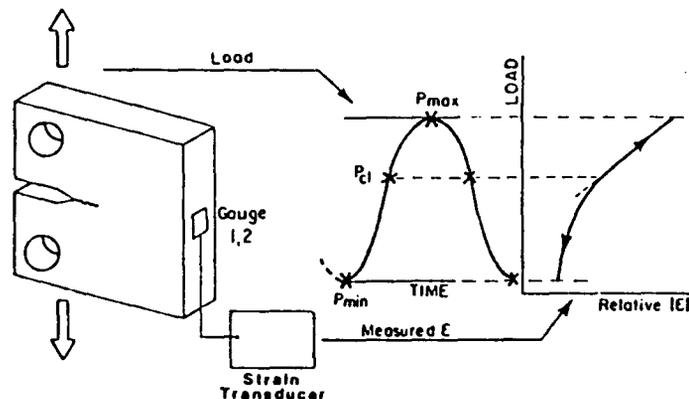


Figure I.31 : Représentation schématique de la détermination du facteur d'intensité de contrainte de fermeture de fissure, par la technique des jauges collées sur la face arrière. P_{max} , P_{min} et P_{cl} sont les charges maximum, minimum et de fermeture de fissure respectivement. [70]

I.3.2. Propriétés mécaniques en traction monotone

De nombreux résultats sont à l'heure actuelle disponibles concernant les propriétés mécaniques monotones des CMM Al-SiC. Il est en revanche difficile de comparer les résultats de la bibliographie entre eux, parce que ceux-ci ont en général été obtenus à partir de procédures expérimentales différentes, et que d'autre part, en ce qui concerne les matériaux, un changement de paramètres tels que la taille des particules, la fraction volumique ou le traitement thermique, s'accompagne la plupart du temps d'un changement de l'état microstructural du composite [68]. De même que pour les traitements thermiques, on ne peut établir de comparaisons entre la matrice et le composite que dans le cas où les deux matériaux ont été élaborés et traités dans les mêmes conditions.

Il est donc important de préciser non seulement la nature de la matrice et du renfort mais aussi le mode d'élaboration, les traitements thermiques, le mode d'usinage et de polissage ...

I.3.2.1. Influence de divers paramètres

I.3.2.1.1. Influence de la nature des renforts

Birt et Johnson [49] ont étudié l'influence de la nature des renforts (particules ou whiskers) sur les propriétés mécaniques d'un CMM A-U4G + 15 % Vol. SiC et comparé les propriétés de celui-ci à celles de la matrice. Particules et whiskers ont des modules d'Young respectifs de 410 GPa et 483 GPa. Le tableau I.5 [49] récapitule les propriétés en traction monotone obtenues dans le sens longitudinal. Ce tableau montre, dans l'état brut de fabrication et dans l'état T6, une augmentation simultanée de la résistance en traction et du module d'Young par rapport à l'alliage non renforcé, aux dépens de la ductilité. Le traitement T6 augmente sensiblement la limite proportionnelle et la résistance à la rupture, alors qu'il a ici peu d'influence sur la ductilité du matériau.

A taux de renfort égal, l'augmentation du module d'Young due aux renforts whiskers, est plus importante que celle due aux renforts particuliers. Ceci peut s'expliquer par un paramètre de forme longueur/diamètre des whiskers nettement supérieur à celui des particules (18 pour les whiskers contre 2 pour les particules), qui se traduit par un meilleur transfert de charge de la matrice vers les renforts par contraintes tangentielles à l'interface. Grâce au même phénomène, la résistance à la rupture du composite renforcé par whiskers est plus importante. Ces résultats sont confirmés par Arsenault et Wu [36] en ce qui concerne la résistance à rupture pour un CMM 1100 + 20 % Vol. SiC_p ou SiC_w élaboré soit par moulage soit par M/P. En revanche, de par la forme allongée des whiskers, la ductilité du composite renforcé par whiskers est plus faible que dans le cas de renforts particuliers.

		Limite Prop. (MPa)	UTS (MPa)	A (%)	E (GPa)	Coefficient de Poisson
Matrice	Brut	166	307	12,3	72	0,36
	T6	250	415	13,6	73	—
15 % Vol. SiC _p	Brut	218	352	3,8	100	0,27
	T6	312	573	5,3	97	0,29
15 % Vol. SiC _w	Brut	202	432	2,6	111	0,29
	T6	300	659	2	104	0,29

Tableau I.5 : Propriétés mécaniques d'un CMM Al - Cu 4 - Mg 1,4 + 15 % SiC à l'état brut et traité T6, dans le sens longitudinal [49].

I.3.2.1.2. Influence du taux de renfort

La figure I.32 [11] représente la variation de la limite d'élasticité, de la résistance à la rupture, de l'allongement à rupture et de la dureté Vickers en fonction du taux de renfort sur un CMM Al-SiC_w (matrice d'aluminium pur à 99,9%) obtenu par squeeze casting.

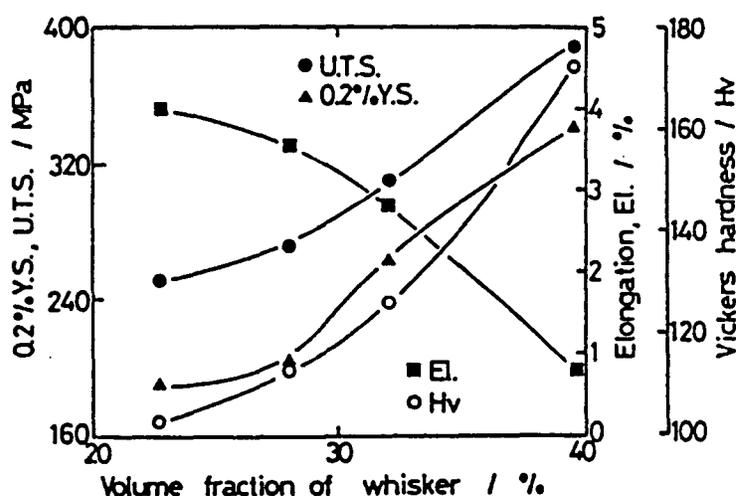


Figure I.32 : Evolution en fonction de la fraction volumique en SiC_w de la limite d'élasticité à 0,2 %, de la résistance à rupture, de l'allongement à rupture, et de la dureté Vickers. [8]

Pour ce matériau, on remarque une augmentation de la dureté, de la résistance à rupture et de la limite d'élasticité en fonction de la fraction volumique, accompagnée d'une décroissance de la ductilité. Pour des taux de renfort très élevés, la chute de ductilité avec une fraction volumique croissante peut amener des ruptures prématurées de l'éprouvette dans le domaine élastique, conduisant à de faibles propriétés mécaniques du composite [13].

Le choix de la fraction volumique se fait donc par un compromis entre différentes caractéristiques mécaniques. Par exemple, si on recherche un module d'élasticité élevé, quelle que soit la ductilité, un fort taux de renfort est alors souhaitable (sachant qu'un taux de renfort maximum est imposé par chaque type d'élaboration).

I.3.2.1.3. Influence de la taille des particules

Arsenault et al. [79] ont étudié l'influence de la taille des particules sur la limite d'élasticité à 0,2 % sur un CMM 1100 + 20 % Vol. SiC_p. La figure I.33 [79] montre l'évolution de $\Delta\sigma_e$ (0,2 %) (différence entre la limite d'élasticité du composite et la limite d'élasticité de la matrice) en fonction de la taille des particules ; elle met en évidence une diminution de l'effet durcissant avec l'augmentation de la taille des particules. En revanche, la ductilité qui est faible (3 à 4 %) pour le matériau renforcé par des particules de 0,5 à 9 μm , est nettement augmentée (6 à 7 %) pour une taille de particules de 20 à 70 μm . Cette tendance a été confirmée par Roebuck et al. [68] sur un CMM 6061+ 30% Vol. SiC_p élaboré par M/P, dont la taille des particules varie de 3 à 50 μm .

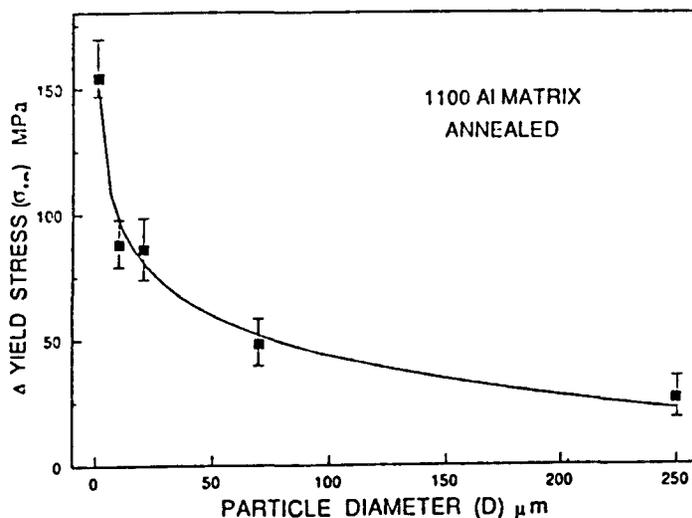


Figure I.33 : Evolution en fonction de la taille des particules de la différence de limite d'élasticité entre le composite et l'alliage non renforcé. [71]

1.3.2.1.4. Influence de l'orientation et de la répartition des renforts

Un paramètre important est l'alignement des whiskers par rapport à une direction privilégiée [49]. Un défaut d'orientation par rapport à la direction de la charge facilite en effet la décohésion whiskers/matrice et peut entraîner une rupture prématurée. De même, une disparité de résistance entre les renforts peut entraîner une rupture prématurée [80].

Par une élaboration bien contrôlée, il faut également éviter les amas de renfort qui deviennent des zones de concentration de contraintes (avec risques de déformations plastiques locales de la matrice), et par conséquent des sites d'amorçage privilégiés.

1.3.2.1.5. Influence du sens de prélèvement

Hirano [81] a étudié l'influence du sens de prélèvement de l'échantillon (L ou T) sur les propriétés mécaniques d'un alliage de type 7075 renforcé par 17,1 % Vol. SiC_w extrudé. Le tableau I.6 [81] montre les propriétés en traction monotone obtenues dans les sens longitudinal et transversal.

	Orientation	$\sigma_{e 0,2 \%}$ (MPa)	R _m (MPa)	A (%)
7075 + 17,1 % Vol. SiC _w (T6)	L	598	755	0,7
	T	480	559	1

Tableau I.6 : Propriétés mécaniques d'un CMM 7075 + 17,1 % SiC_w (T6) dans les sens longitudinal et transversal [81].

L'opération d'extrusion a pour but d'orienter les whiskers parallèlement à une direction privilégiée ; en conséquence la résistance du composite est plus grande dans le sens longitudinal L que dans le sens transversal T. En revanche, dans le sens transversal T, la matrice jouant un plus grand rôle, la ductilité est plus importante que dans le sens longitudinal L.

Ces résultats montrent le caractère fortement anisotrope des CMM renforcés par whiskers. Si le chargement se fait dans la direction des renforts, les propriétés mécaniques sont gouvernées par les renforts (forte résistance, faible ductilité et ténacité), alors que dans le sens transversal les propriétés mécaniques suivent celles de la matrice (faible résistance, plus forte ductilité) [46].

I.3.2.1.6. Influence de la température sur les propriétés mécaniques

Un des intérêts majeurs des CMM est leur utilisation possible à haute température. Les figures I.34 [38] et I.35 [38] montrent l'évolution de la résistance à rupture et de la limite d'élasticité d'un CMM 2024 + 21 % Vol. SiC_w et de la matrice en fonction de la température, dans la plage 20-350°C. Dans cette plage de température, la résistance du composite est meilleure, mais son évolution suit exactement celle de la matrice, montrant que les propriétés de la matrice ont une grande influence sur le comportement du composite. Au delà de 250°C, les renforts SiC jouent un moins grand rôle, et le comportement du composite se rapproche de celui de la matrice. A température ambiante, la ductilité du composite est faible par rapport à celui de l'alliage non renforcé, alors qu'elle est nettement améliorée dans le domaine des hautes températures ($T > 200$ ° C) (Figure I.36 [38]).

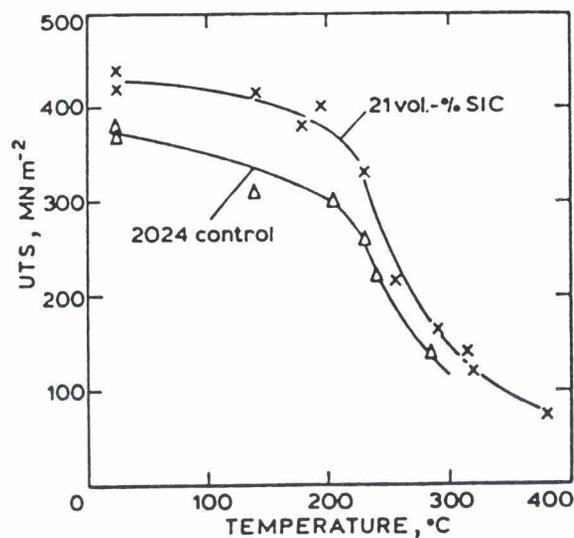


Figure I.34 : Influence de la température sur la résistance à rupture d'un composite 2024 + 21 % Vol. SiC et de l'alliage non renforcé. [65]

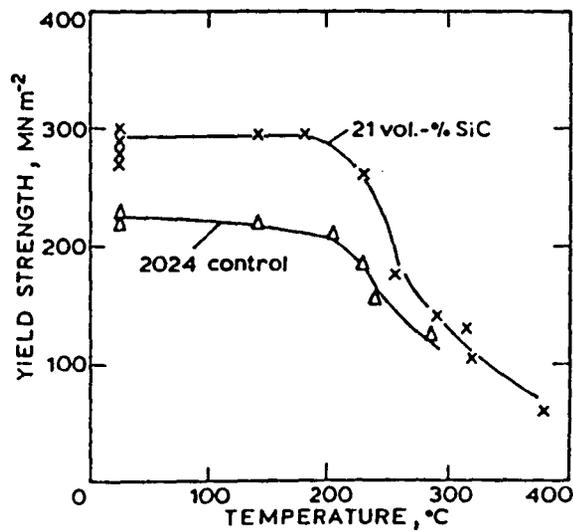


Figure 1.35 : Influence de la température sur la limite d'élasticité d'un composite 2024 + 21 % Vol. SiC et de l'alliage non renforcé. [65]

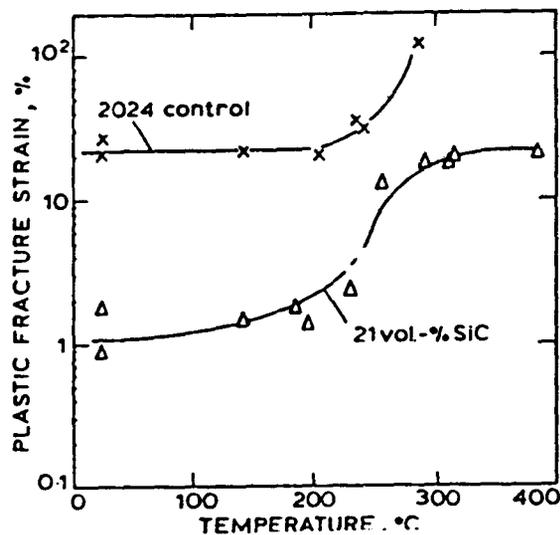


Figure 1.36 : Influence de la température sur l'allongement à rupture d'un composite 2024 + 21 % Vol. SiC et de l'alliage non renforcé. [65]

I.3.2.2. Mécanismes de durcissement

De nombreux mécanismes physiques ont été proposés dans la littérature pour expliquer les caractéristiques monotones des CMM et plus particulièrement l'effet de durcissement observé. En fait, il n'existe pas un mais plusieurs mécanismes, simultanés ou non, responsables du durcissement des CMM [41]. Parmi ces mécanismes, on peut citer les quatre principaux :

- Le mécanisme de durcissement proposé par Nardone et Prewo [82] concerne des renforts de type whiskers (paramètre de forme l/d élevé). Selon ces auteurs, on a durcissement du composite par transfert de charge de la matrice vers le renfort. Le premier modèle proposé par Nardone et al. [82] ne considérait à l'origine que le transfert de charge par contraintes tangentielles à l'interface ; il fut ensuite modifié en tenant compte du transfert de charge en tête de renfort, puis des contraintes résiduelles de compression autour des renforts [48]. Si on considère que seul ce mécanisme est responsable du durcissement des CMM, il est donc important d'obtenir une bonne adhésion renfort/matrice, pour obtenir un transfert de charge optimal.

- Un second mécanisme de durcissement est celui proposé par Arsenault et Fisher [44]. Selon ces auteurs, le durcissement des CMM est du à l'augmentation de la densité de dislocations dans la matrice, grâce à la présence des renforts SiC ; ces dislocations ont été créées lors de l'élaboration, par déformation plastique résultant de la différence des coefficients de dilatation thermique entre la matrice et le renfort. Cette génération d'une haute densité de dislocations s'accompagne d'une petite taille de sous-grains. Arsenault et al. [79] ont montré sur un CMM 1100 + 20% Vol. SiC_p qu'il existait une bonne corrélation entre les changements microstructuraux (densité de dislocations et taille de sous grains) dans la matrice et les limites d'élasticité de ce composite.

- Le troisième mécanisme est le mécanisme de durcissement proposé par Orowan pour des matériaux durcis par une fine dispersion de précipités incohérents ; il prévoit que pour des tailles de particules suffisamment grandes (de l'ordre de 500Å), il y a durcissement du matériau suite au contournement des particules par les dislocations. Mais comme le font remarquer Nieh et al. [83], l'ordre de grandeur de la taille des renforts dans les CMM (particules ou whiskers), est trop grande pour que les renforts agissent de la même manière qu'une fine dispersion de précipités incohérents. Pour une taille de renfort de l'ordre de 1µm et une distance entre renforts de 2µm, le durcissement prédit par le modèle d'Orowan n'est que de 7 MPa par rapport à la matrice ; il est en réalité beaucoup plus élevé [82]. Ce mécanisme devrait par conséquent peu intervenir dans le durcissement des CMM à renforts discontinus ; les renforts durcissent la matrice en agissant plutôt comme des inclusions rigides que comme des fins précipités contournés par les dislocations [49].

- Le quatrième mécanisme prend essentiellement en compte les contraintes résiduelles générées lors du refroidissement à partir des températures d'élaboration. Les contraintes résiduelles ainsi créées génèrent une interface mécanique très résistante (les renforts sont frettés dans la matrice) permettant un transfert des efforts de la matrice vers le composite.

I.3.2.3. Rupture des Al-SiC en traction monotone

I.3.2.3.1. Différents mécanismes

De même qu'il est difficile d'expliquer le durcissement d'un composite par un mécanisme unique, il est tout aussi difficile de prédire les modes de ruine en traction monotone, ceux-ci étant fonction de la microstructure du composite. Il n'y a en général pas un mais plusieurs modes de ruines combinés qui entraîne la rupture de l'éprouvette. Christman et al. [41] ont pu identifier plusieurs mécanismes de ruine des CMM Al-SiC_w parmi lesquels :

- la rupture ductile dans la matrice par germination, croissance et coalescence de vides,
- la formation de microvides à l'interface whiskers/matrice, qui conduit à la décohésion matrice/renfort et à une possible extraction des whiskers ([84], [85]),
- la rupture ductile de la matrice dans des zones voisines des whiskers, avec extraction des whiskers et présence possible d'un revêtement de matrice sur les whiskers [49].
- dans le cas de renfort par particules on observe également la rupture fragile des particules les plus grosses

Si les modes de ruine des CMM Al-SiC en traction monotone peuvent dépendre de nombreux paramètres, les zones d'amorçage de rupture sont le plus souvent des zones de ségrégation de renforts consécutives au processus d'élaboration, ou au moins des zones de concentration de contraintes avec présence de composés intermétalliques ou autres inclusions. D'autre part, les zones appauvries en renforts entraînent de grandes déformation de la matrice à des faibles niveaux de contraintes, pouvant amener également la rupture [86].

Le second mode de ruine des CMM Al-SiC_w (formation de microvides à l'interface matrice/whiskers) a initialement été observé par Nutt et al. [84]. Les extrémités des whiskers sont des sites de concentration de contraintes et des zones de déformations plastiques localisées. Dans de nombreux cas, des microvides apparaissent aux coins des whiskers (ceux qui ont été rompus lors de l'élaboration par exemple) (figure I.37 [84]) et la décohésion se poursuit vers le centre des whiskers (figure I.38 [84]). Ce mode d'endommagement peut conduire à une rupture prématurée et à une faible ductilité. Des simulations numériques menées par Needleman et al. (d'après [87]) ont montré que le mode de décohésion dépend de la répartition des renforts et que si la répartition des renforts est telle que les whiskers sont côte à côte, l'amorçage de microvides a lieu aux coins des

whiskers, alors que si les têtes des whiskers sont proches les unes des autres, l'amorçage de microvides pourra avoir lieu au centre des whiskers.



Figure I.37 : Naissance de vides à l'extrémité d'un whisker lors de la rupture d'une éprouvette de traction d'un composite 6061 + SiC_w vieilli. [76]



Figure I.38 : Croissance de vides à l'extrémité d'un whisker lors de la rupture d'une éprouvette de traction d'un composite 6061 + SiC_w vieilli. [76]

De manière plus générale, Birt et al. [49] ont observé une rupture ductile à cupules sur la surface de rupture de composites renforcés par SiC_p et SiC_w, la taille des cupules

dépendant de chaque type de matériau. La chute de ductilité des composites renforcés par whiskers s'accompagne d'une diminution de la taille des cupules observées sur le faciès de rupture du composite comparé à celui du matériau non renforcé. Le composite renforcé par particules, qui a une ductilité intermédiaire entre le composite renforcé par whiskers et la matrice, possède une taille de cupules intermédiaire. La taille des cupules diminue lorsque le taux de renfort augmente.

La figure I.39 [49] montre la rupture ductile de la matrice avec la présence de whiskers au pied de cupules dans un CMM A-U4G + 15 % Vol. SiC_w. La figure I.18 [49], (cf § I.2.5) montre, sur un faciès de rupture en traction monotone, le cas de whiskers enrobés de matrice suite à la diffusion de l'aluminium vers le renfort.

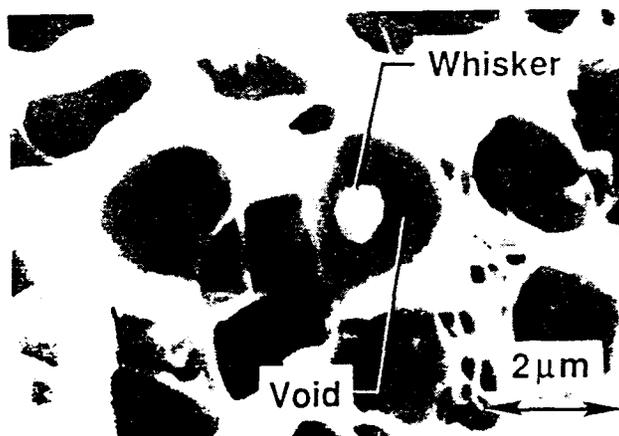


Figure I.39 : Fractographie au MEB d'un whisker au pied d'une cupule dans un composite renforcé de 15 % Vol. SiC_w. [42]

La figure I.40 [11] récapitule les mécanismes de rupture des CMM Al-SiC_w. La figure I.40a montre l'amorçage de vides en tête des whiskers et la rupture des whiskers les plus longs. Il y a ensuite grossissement des vides (figure I.40b) et décohésion à l'interface, à l'extrémité de whiskers. La rupture finale (figure I.40d) a lieu par coalescence de grands vides.

Baptiste et al. [88] ont étudié les mécanismes d'endommagement d'un CMM A356 + 20% Vol. SiC_p. Ils ont observé principalement, lors d'un essai de traction monotone dans l'enceinte d'un microscope électronique à balayage, la rupture des particules dans les zones les plus sollicitées. Ce phénomène intervient également avant d'atteindre la limite d'élasticité à 0,2% montrant ainsi que la non linéarité de la courbe de traction monotone est due non seulement à la plasticité mais aussi à l'endommagement du matériau par rupture des particules.

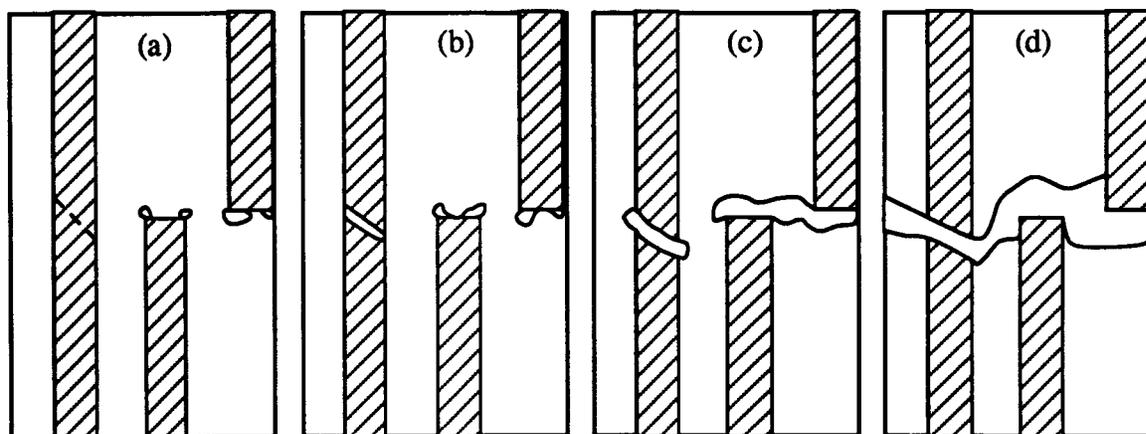


Figure 1.40 : Mécanisme de rupture des Al-SiC_w. (a) : Création de vides à l'extrémité des whiskers courts et rupture des whiskers longs ; (b) : Croissance des vides et coalescence à l'extrémité des whiskers ; (c) : Décohésion de l'interface à l'extrémité des whiskers ; (d) : Rupture des Al-SiC_w par coalescence de grands vides [10].

1.3.2.3.2. Influence de la microstructure

De nombreux résultats contradictoires ont été publiés concernant le taux de renfort observé sur le faciès de rupture. Certains auteurs ont trouvé un taux de renfort supérieur à la moyenne sur le faciès de rupture, alors que d'autres témoignent d'un taux de renfort inférieur. Lloyd [45] a étudié l'influence de la microstructure (traitement T4 ou T6) sur le taux de renfort observé sur le faciès de rupture d'un CMM 6061 + 10 ou 20 % Vol. SiC_p élaboré par fonderie ; il a montré que dans le cas d'un traitement T4, et quel que soit le taux de renfort (10 ou 20 % Vol. SiC_p), le taux de particules observé est le même sur le faciès de rupture et dans le reste de la matrice. Dans l'état T6, le taux de particules sur le faciès est en revanche supérieur. Ce résultat pourrait donc expliquer les résultats contradictoires précédents.

1.3.2.3.3. Influence de la taille des particules

Des études menées par Lloyd [45] ont montré que la taille moyenne des particules observées sur le faciès de rupture est supérieure à la taille moyenne des particules dans le reste de l'éprouvette. Il confirme ainsi que ce sont les plus grosses particules qui jouent le rôle essentiel dans la rupture par traction monotone [38]. On peut donc penser qu'une faible taille moyenne des particules éviterait la rupture de celles-ci. Selon Flom et al. (d'après [45]), une taille de particules inférieure à 10 μm éviterait la rupture des particules dans les CMM Al-SiC.

I.3.2.3.4. Influence de l'adhésion matrice/renfort

Ribes et al. [52] ont étudié l'influence de l'oxydation des particules par chauffage à l'air pendant 2 heures avant élaboration, sur un CMM A-S7G03 + 10 % Vol. SiC_p - T4 ; les particules étaient recouvertes d'un film de 50 nm de SiO₂. L'étude du faciès de rupture a montré un comportement différent entre le matériau avec particules non oxydées (forte adhésion particules/matrice) et celui avec les particules oxydées (faible adhésion particules/matrice avec présence de composés intermétalliques à l'interface). Le tableau I.7 [52] montre le taux de particules rompues et le taux de particules pour lesquelles il y a eu décohé sion dans le cas de particules oxydées et non oxydées. Dans ce matériau, une forte adhésion particules / matrice favorise la rupture des particules dans un plan perpendiculaire à la direction de chargement, alors qu'une faible adhésion conduit essentiellement à la décohé sion des particules, peu d'entre elles étant rompues.

	Particules rompues (%)	Décohé sion de particules (%)
A-S7G03 + 10 % Vol. SiC _p - T4 (particules non oxydées, forte adhésion matrice/renfort)	25	0
A-S7G03 + 10 % Vol. SiC _p - T4 (particules oxydées, faible adhésion matrice/renfort)	5	40

Tableau I.7 : Influence de l'oxydation des particules sur le taux de particules rompues sur le faciès de rupture [52].

I.3.3. Propriétés de ténacité (K_{IC})

Si les CMM sont développés pour leur haute résistance et leur fort module d'élasticité, ils ont en revanche une faible ductilité traduisant le caractère fragile du matériau. Une autre propriété mécanique importante, lors d'une caractérisation globale, est la ténacité caractérisée par le facteur d'intensité de contraintes critique K_{IC}, ou le cas échéant la valeur de K_Q. Les conditions d'essais pour la détermination de K_{IC} ou K_Q ont été précisées au paragraphe I.3.1.

I.3.3.1. Influence du taux de renfort

Hirano et al. [72] ont étudié l'influence de la fraction volumique et du sens de prélèvement sur la ténacité K_{IC} d'un CMM 7075 + SiC_w - T6. Les conditions d'essais sont

celles précisées dans la norme ASTM E399 et les valeurs de K_{Ic} déterminées ont été validées. La figure I.41 [72] montre l'évolution de la ténacité et de la résistance à rupture en fonction de la fraction volumique de renfort dans les sens L-T et T-L.

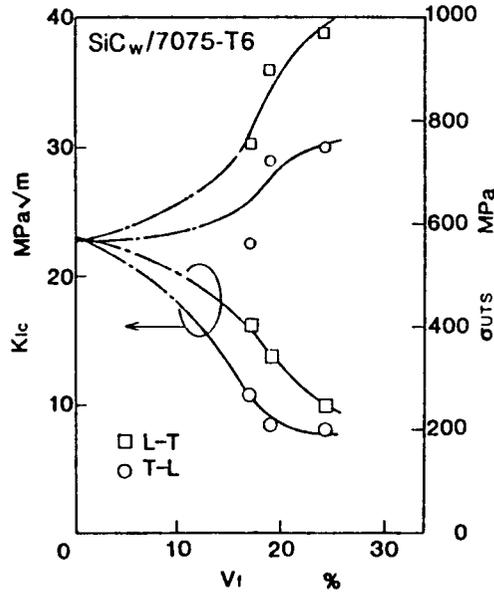


Figure I.41 : Influence de la fraction volumique sur la ténacité et la résistance à rupture pour un composite 7075 + SiC_w - T6, dans les sens L-T et T-L. [63]

On remarque, comme précisé au chapitre précédent, une augmentation de la résistance à rupture en fonction de la fraction volumique, dans les sens L-T et T-L. En revanche, l'augmentation de la fraction volumique (de 17 à 24% Vol.) est défavorable à la ténacité (qui chute de 16 à 10 MPa $\cdot\sqrt{m}$ respectivement dans le sens L-T et de 11 à 8 MPa $\cdot\sqrt{m}$ dans le sens T-L) et par conséquent la ténacité du composite est nettement inférieure à celle de l'alliage non renforcé. Pourtant, Roebuch et al. [68], dans leur synthèse bibliographique des méthodes d'essais du facteur d'intensité de contrainte critique K_{Ic} , observent peu d'influence des paramètres de renforts (taille et fraction volumique des renforts) pour différents CMM Al-SiC_p avec des fractions volumiques variant de 15 à 30 % Vol. et avec des tailles de particules de 3 à 10 μm .

I.3.3.2. Influence du sens de prélèvement

La figure I.41 [72], citée au paragraphe I.3.3.1, représente l'influence du sens de prélèvement (sens L-T et T-L) sur la ténacité K_{Ic} d'un CMM 7075 + SiC_w - T6. Cette figure montre, comme on pouvait s'y attendre, une meilleure ténacité dans le sens L-T que dans le sens T-L. Ce résultat est en accord avec une plus grande ductilité observée dans le sens travers dans les CMM renforcés de SiC_w.

La figure I.42 [72] schématise les parcours de la fissure dans les sens L-T et T-L, dans le cas d'un composite renforcé par whiskers. On remarque que, dans le sens T-L, la propagation de fissure a lieu sensiblement perpendiculairement à la direction de la charge, donc en mode I, et que la propagation de fissure a lieu dans la matrice, le long de l'interface matrice / renfort [14]. En revanche, dans le sens L-T, la fissure est déviée, dû à l'alignement des whiskers dans une direction privilégiée, et le mode de propagation est en réalité un mode mixte (modes I et II combinés). Par conséquent, dans ce cas, il est difficile de parler d'un K_{Ic} , et une méthodologie des essais de ténacité doit être définie pour les CMM renforcés de whiskers, afin de tenir compte de ce phénomène.

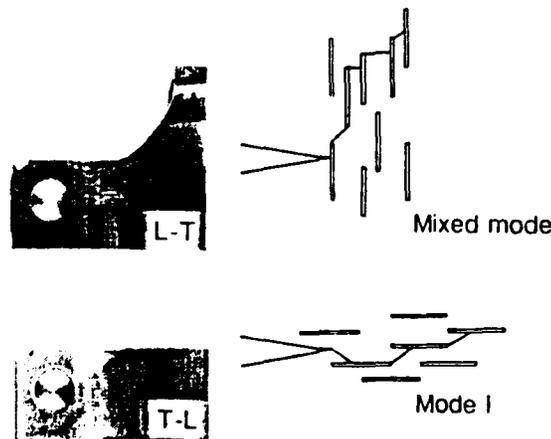


Figure I.42 : Représentation schématique du chemin de fissure lors d'un essai de ténacité. [63]

I.3.3.3. Influence de la nature du renfort

Logsdon et Liaw (cités par [38]) ont étudié l'influence de la nature du renfort (particules ou whiskers) sur la ténacité d'un CMM 6061 + 25 % Vol. SiC - T6. Le tableau I.8 [38] présente les résultats dans les sens L-T et T-L montrant que la ténacité du composite renforcé par particules est nettement plus élevée que celle du composite renforcé par whiskers.

Ce résultat peut s'expliquer par la plus grande ductilité du composite renforcé par particules par rapport à celui renforcé par whiskers. En revanche, Flom et al. [89] n'ont pas remarqué d'influence sensible de la taille des particules sur la ténacité de CMM 1100 + 20 % Vol. SiC_p, dont la taille des particules variait de 2 à 20 μm . En revanche, pour des très grosses particules (250 μm en moyenne), on a une ténacité K_{Ic} deux fois plus faible que pour des petites particules (jusqu'à 20 μm).

	Orientation	K_{Ic} (MPa. \sqrt{m})
Particules SiC	T - L	11,1
	L - T	11,5
Whiskers SiC	T - L	7,7
	L - T	8,6

Tableau I.8 : Influence de la nature du renfort sur la ténacité, dans les sens L-T et T-L, pour un CMM 6061 + 25 % Vol. SiC - T6 [38].

D'une manière plus générale les faibles valeurs de K_{Ic} obtenues pour les CMM Al-SiC indiquent un comportement fragile du matériau et sont en parfait accord avec la forte résistance et la faible ductilité observées lors des essais de traction monotone des CMM [66].

I.3.4. Résistance en fluage

Les CMM Al-SiC étant destinés à une utilisation à chaud, plusieurs études ont été menées afin de caractériser les propriétés mécaniques de ces matériaux à haute température et en particulier leur résistance au fluage, dans une gamme de températures 300-450°C. Morimoto et al. [90] ont étudié la résistance au fluage d'un CMM 6061 + 15 % Vol. SiC_w - T6 et de la matrice à une température de 300°C. Le composite a été obtenu par M/P, puis extrudé. Les courbes de fluage-déformation en fonction du temps font apparaître de manière classique trois stades distincts (figure I.43 [90]).

Le stade I représente entre 20 et 50 % de la durée de vie [90]. La décroissance de la vitesse de fluage durant ce stade peut s'expliquer ici en termes de redistribution des efforts entre la matrice et les renforts. Le mode de déformation en stade I est visco-élastique, alors que le stade II se caractérise par une vitesse de déformation constante ; des déformations plastiques locales apparaissent alors autour des renforts. Le stade III est très court comparé à celui de l'alliage non renforcé ; ceci peut s'expliquer par le caractère très local de l'endommagement qui conduit à une rupture très rapide.

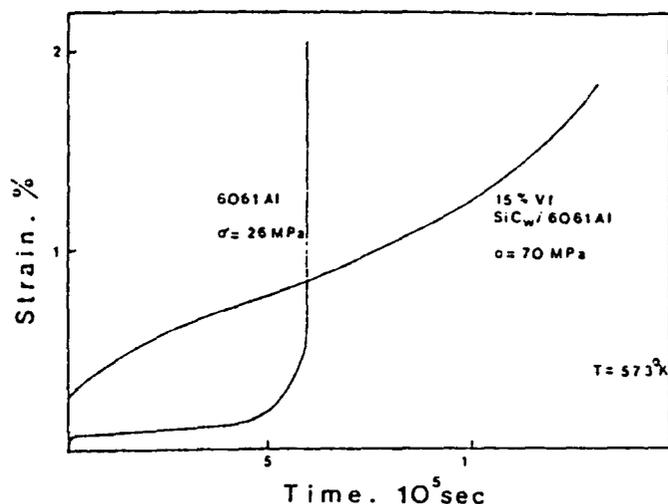


Figure I.43 : Courbe de fluage typique d'un composite 6061 + 15 % Vol. SiC_w et de l'alliage non renforcé. [81]

La figure I.44 [83] montre l'évolution de la vitesse de fluage dans le stade II en fonction de la contrainte appliquée, pour un CMM 6061 + 20 % Vol. SiC_w élaboré par M/P, à une température de 288°C.

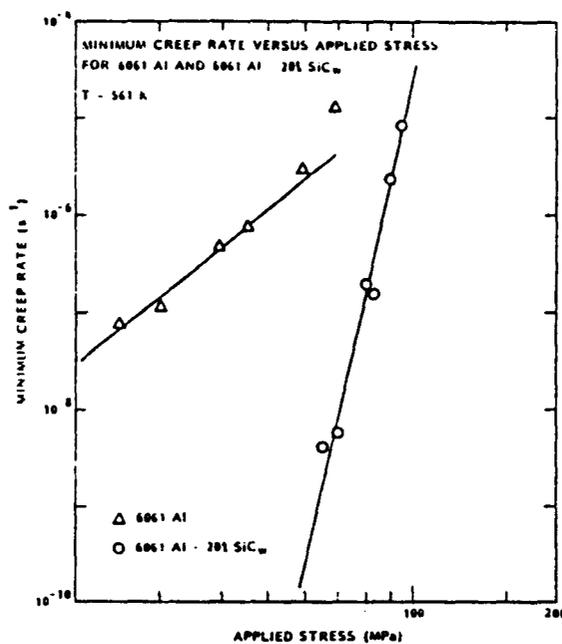


Figure I.44 : Comparaison de la vitesse de fluage minimale à 288°C entre un composite 6061 + SiC_w et l'alliage non renforcé. [75]

On remarque que la présence des SiC_w a amélioré de façon significative la résistance au fluage par rapport à celle de l'alliage non renforcé, mais que cette amélioration est

surtout effective dans le domaine des faibles vitesses de déformation. Nieh et al. [83] ont même montré qu'à haute vitesse de déformation (c'est à dire si les contraintes appliquées sont élevées), le composite est moins résistant que la matrice ; le résultat est le même sur un CMM 2124 + SiC_w et peut s'expliquer, selon Nieh et al. [83], par le fait que les renforts sont trop gros pour être des obstacles au mouvement des dislocations à haute température.

Nieh et al. [83] remarquent également, que contrairement aux observations d'autres auteurs, il n'existe pas de seuil de contrainte en dessous duquel le fluage n'existerait pas ou du moins existerait mais à une vitesse de déformation très faible, dans des CMM types 6061 + SiC_w et 2124 + SiC_w, alors que ce seuil avait été remarqué dans des matériaux durcis par une fine dispersion de précipités incohérents.

I.3.4.1. Influence du taux de renforts

Lilholt et al. [91] ont étudié l'influence du taux de renfort sur la tenue en fluage d'un CMM 2124 + 15 ou 25 % Vol. SiC_w - T6 à une température de 300°C. Ces matériaux ont été obtenus par M/P, puis extrudés. La figure I.45 [91] montre qu'un plus fort taux de renfort est favorable à la tenue en fluage. Des calculs numériques [92] ont confirmé ces observations et montré qu'un fort taux de renfort et un facteur de forme l/d élevé amélioreraient la résistance au fluage.

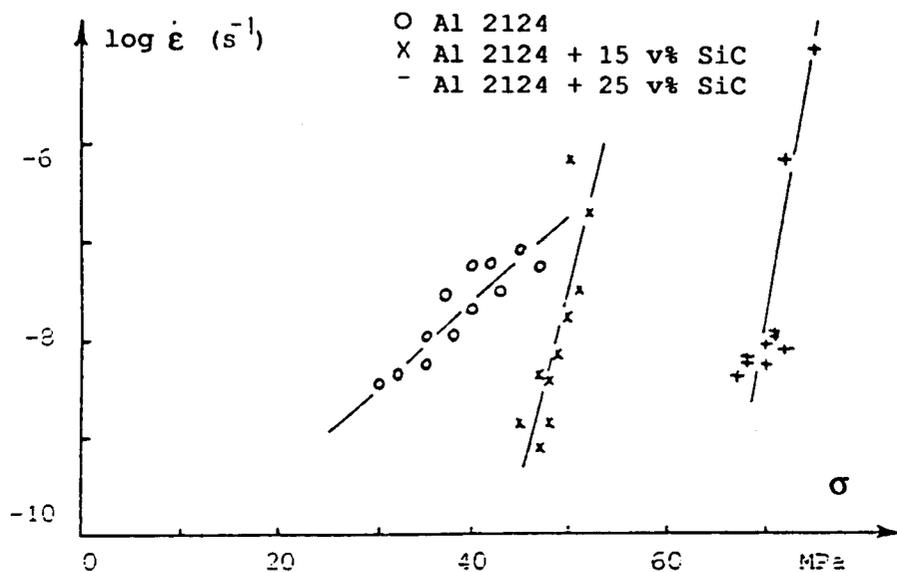


Figure I.45 : Vitesses de fluage dans le stade II pour un 2124 + SiC_w, avec chargement le long de la direction d'extrusion. [82]

I.3.4.2. Influence de la forme des renforts

Une seule étude [83] montre l'influence de la nature du renfort (particules ou whiskers) sur la résistance au fluage de CMM 6061 + 20% Vol. SiC_w ou 30 % Vol. SiC_p à 288°C (voir figure I.46 [83]). Le composite renforcé de particules a une vitesse de fluage plus rapide malgré un taux de renfort supérieur (donc à priori favorable d'après les auteurs), et est par conséquent moins résistant qu'avec des renforts par whiskers qui ont un facteur de forme l/d supérieur, en accord avec les études de Taya [92]. L'unicité de ce résultat en réduit pourtant la portée, d'autant plus que cette comparaison a été menée sur deux CMM ayant des fractions volumiques respectives de 20% Vol. SiC_w et de 30 % Vol. SiC_p et que ces deux composites ont été élaborés par M/P mais par des fabricants différents.

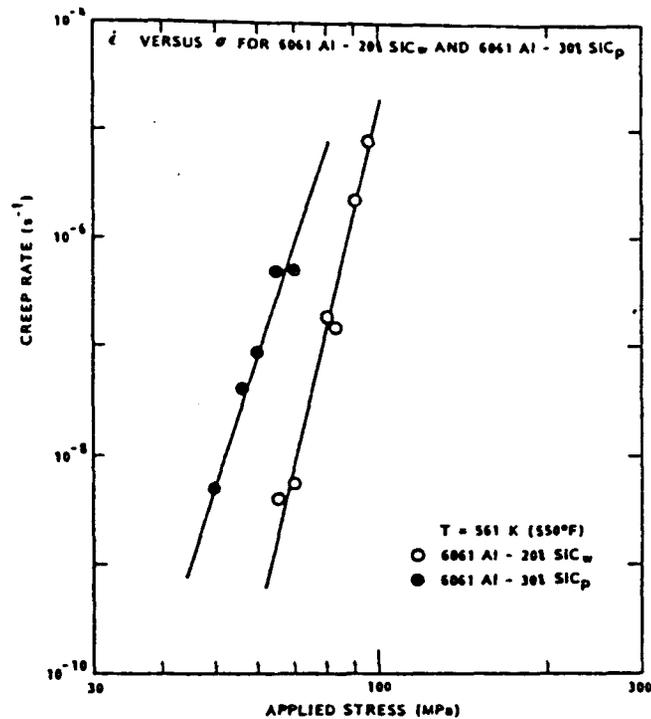


Figure I.46 : Comparaison de la vitesse de fluage minimale entre un composite renforcé de whiskers et un composite renforcé de particules à 288°C. [75]

I.3.4.3. Modélisation du comportement en fluage

Taya et Lilholt [92] et Morimoto et al. [91] utilisent des lois de fluage en stade II qui sont de type exponentielles en contrainte ; ce type de loi est, selon ces auteurs, plus réaliste vis à vis des alliages d'aluminium que les lois de type puissance en contrainte généralement utilisées, notamment pour les plus hauts niveaux de contrainte.

$$\frac{\dot{\epsilon}_m}{\dot{\epsilon}_{m0}} = \exp\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{m0}}\right) \quad \text{avec}$$

- $\dot{\epsilon}_m$ vitesse de fluage de l'alliage
- σ_m contrainte appliquée sur l'alliage
- $\dot{\epsilon}_{m0}$ constante caractéristique de l'alliage
- σ_{m0} constante caractéristique de l'alliage

Dans le cas du composite, cette équation s'écrit de la même manière [90]:

$$\frac{\dot{\epsilon}_c}{\dot{\epsilon}_{c0}} = \exp\left(\frac{\sigma_c}{\sigma_{c0}}\right) \quad \text{avec}$$

- $\dot{\epsilon}_c$ vitesse de fluage du composite
- σ_c contrainte appliquée sur le composite
- $\dot{\epsilon}_{c0}$ constante caractéristique du composite
- σ_{c0} constante caractéristique du composite

En revanche, Nieh et al [83] propose de décrire la tenue en fluage d'un CMM 2124 + SiC_p à l'aide d'une loi puissance en contrainte de la forme :

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad \text{avec :}$$

- A : constante caractéristique du matériau
- n : exposant de contrainte
- Q : énergie d'activation thermique (kJ.mol⁻¹)
- R : constante des gaz parfaits (R = 8,31 J.mol⁻¹.K⁻¹)
- T : Température.

La valeur de l'énergie d'activation pour le composite est $Q_{(Al - SiC)} = 400 \text{ kJ.mol}^{-1}$ alors que pour l'aluminium pur $Q_{Al} = 140 \text{ kJ.mol}^{-1}$. L'exposant de contrainte est $n_{(Al-SiC)} = 9,5$ alors que $n_{Al} = 3$.

I.3.5. Résistance en fatigue-endurance

Comme le font remarquer Sharp et al. [93], très peu d'études ont été réalisées sur les CMM, en fatigue sur éprouvettes lisses. Les études réalisées l'ont principalement été dans le domaine de la propagation des fissures. Les résultats semblent parfois contradictoires ; globalement les auteurs trouvent que les composites sont plus ou moins résistants que l'alliage non renforcé, suivant la nature de la matrice, le taux et la taille des renforts.

I.3.5.1. Influence de la teneur en renfort

Masuda et al. [94] ont étudié la résistance à la fatigue de plusieurs CMM : un 2024 + SiC_w élaboré par M/P puis extrudé et traité T6 et des CMM A356 (A-S7G03) + SiC_p et A357 (A-S7G05) + SiC_p obtenus par moulage et traités T6. Pour chaque type de composite, les teneurs de 10% Vol. et 20% Vol. en renfort ont été étudiées. Toutes les éprouvettes ont été testées à l'état polies. La figure I.47 [94] montre les courbes d'endurance de ces composites et des matrices associées, obtenues par flexion rotative (la nuance AC4CH est un alliage d'aluminium dont la composition est voisine de celle de l'A356).

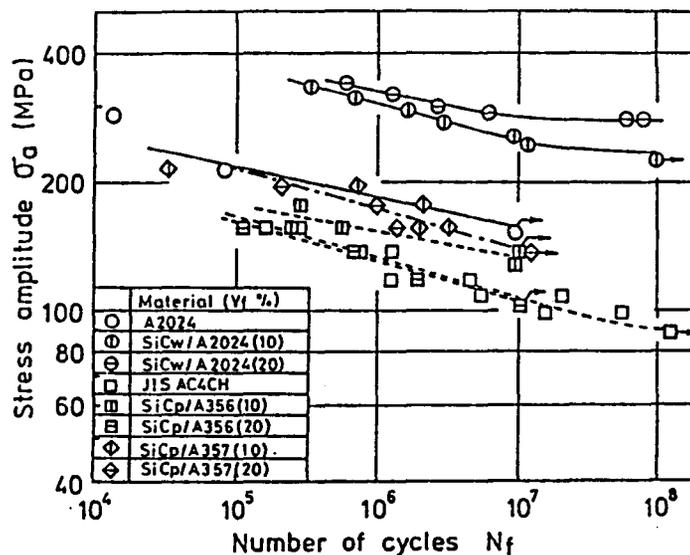


Figure I.47 : Courbe de Wöhler pour deux composites. [85]

Dans le cas du composite renforcé par SiC_p, la tenue en fatigue du A356 + SiC_p est améliorée pour un taux de renfort de 10 % Vol. par rapport à l'alliage AC4CH, alors que le composite de teneur 20 % Vol. a la même résistance. Les CMM A357 + 10 ou 20 % Vol. SiC_p -T6 ont des résistances en fatigue approximativement équivalentes. Malheureusement, les auteurs [94] ne justifient pas la différence de comportement en fatigue entre le composite de matrice de base A356 et celui de matrice de base A357, d'autant plus que les compositions des deux matrices sont très voisines. Bloyce et al. [95] ont également observé une résistance en fatigue identique pour un CMM Duralcan A357 + 20 % Vol. SiC_p - T6 et la matrice, élaborés par squeeze casting. On remarque, dans le cas de composites renforcés par SiC_w, que la résistance en fatigue augmente avec la

teneur en renforts et que les composites (2024 + SiC_w - T6) sont plus résistants en fatigue que la matrice.

De nombreux auteurs ([93], [96] par exemple) notent un rôle favorable, surtout à l'amorçage, des renforts SiC_p et SiC_w dans la tenue en fatigue des Al-SiC. Pourtant, dans le cas de composites à renforts particuliers élaborés par fonderie, Masuda et al. [94] remarquent que l'augmentation de la teneur en renforts semble jouer un rôle néfaste sur la résistance en fatigue. Ils expliquent la plus mauvaise tenue en fatigue du CMM A356 + 20 % Vol. SiC_p par rapport à l'A356 + 10 % Vol. SiC_p par la présence, dans le composite, de porosités ; les fissures de fatigue s'amorcent en surface sur ces porosités, ce qui conduit à une résistance à la fatigue équivalente à celle de l'alliage non renforcé. Ces vides sont le plus souvent consécutifs à des ségrégations de renforts, qui empêchent l'infiltration complète de métal liquide dans ces zones.

I.3.5.2. Influence de la température

Hasegawa [96] a étudié l'influence de la température sur la résistance en fatigue (solicitations de flexion rotative) d'un CMM AC8A (A-S13NUG) + SiC_w-T6 (teneur en renforts et état de surface des éprouvettes non précisés). L'étude a été menée dans une gamme de température 20-350°C, pour le composite, et la matrice. La figure I.48 [96] regroupe l'ensemble des courbes de résistance en fatigue du composite et de la matrice : ces courbes montrent l'amélioration de la résistance en fatigue du composite par rapport à l'alliage non renforcé, importante à température ambiante, plus faible à haute température (350°C).

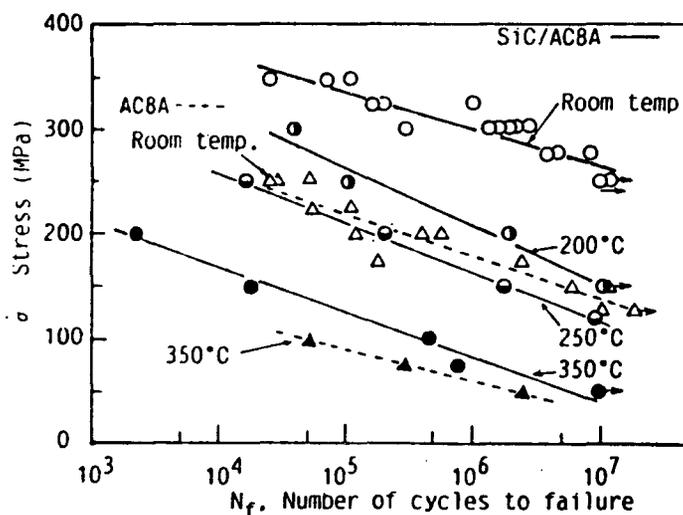


Figure I.48 : Courbe de Wöhler à haute température. [87]

Cette remarque est parfaitement observée sur la figure I.49 [96] qui représente la limite de fatigue σ_{fat} , à différentes durées de vie, en fonction de la température pour le CMM AC8A + SiC_w et la matrice. On remarque nettement que le rôle bénéfique joué par l'addition de whiskers dans la matrice diminue lorsque la température augmente et qu'à 350°C, composite et matrice ont une résistance voisine, surtout à grande durée de vie (10^7 cycles).

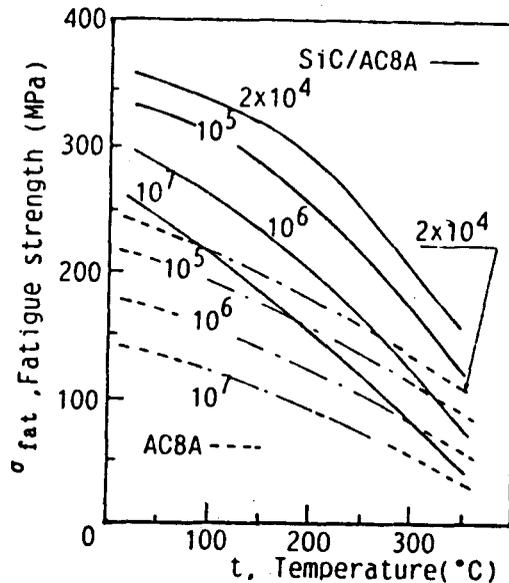


Figure I.49 : Evolution de la limite d'endurance en fonction de la température. [87]

I.3.5.3. Amorçage des fissures

La plupart des auteurs notent le rôle important des renforts dans l'amorçage des fissures. Sharp et al. [93] ont observé des amorçages de fissures de fatigue sur des amas de particules ou sur des porosités près de la surface de l'éprouvette. Fournier [97] a observé l'amorçage interne d'une fissure de fatigue sur une inclusion riche en Cu-Fe-Mn dans un CMM 2124 + 20 % Vol. SiC_w.

Ces études montrent l'importance de la qualité de l'élaboration (présence de porosités, amas de renforts, présence d'inclusions) sur l'amorçage des fissures en fatigue et par conséquent sur la résistance en fatigue-endurance.

I.3.5.4. Etude des faciès de rupture

Masuda et al. [94] ont observé peu de particules et peu de cupules sur les faciès de rupture par fatigue des CMM A356 + SiC_p et A357 + SiC_p élaborés par fonderie, mais

avec présence de stries de fatigue près de la zone d'amorçage. Ces observations sont confirmées par Sharp et al. [93] sur un CMM 6061 + 10 % Vol. SiC_p - T6. Ceci montre que les fissures ont tendance à éviter les renforts. Les mêmes auteurs observent également que la propagation de fissure est transgranulaire dans le composite, alors qu'elle est mixte (transgranulaire/intergranulaire) dans la matrice. En revanche, dans un CMM 2024 + SiC_w-T6, Masuda et al. [98] observent un faciès de rupture ductile à cupules de la matrice.

I.3.6. Résistance en fatigue oligocyclique

La résistance en fatigue oligocyclique (c'est à dire à faible nombre de cycles à rupture) des composites Al-SiC à renforts discontinus a fait l'objet, à notre connaissance, de très peu d'études. On peut simplement citer les travaux de Llorca et al. [105-107], de Srivatsan ([108], [141]) et de Levin et al. [109].

Srivatsan et al. ont étudié la résistance en fatigue oligocyclique d'un composite 2124 avec des fractions volumiques de 20, 25 et 30 % Vol. SiC_p, élaboré par métallurgie des poudres, à l'état T4. Sous sollicitations de traction-compression en déformations imposées ($R_E = -1$), ces composites ont montré un durcissement cyclique dans la gamme d'amplitude de déformation étudiée, comme le montre la figure I.50.

Pour tous les niveaux de déformation, ces composites montrent une première phase de durcissement, une phase stabilisée, puis dans une troisième phase, une rapide chute de la contrainte.

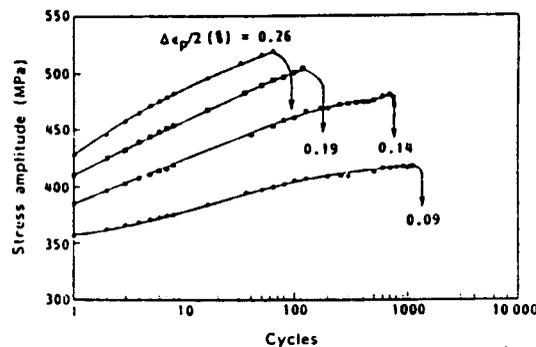


Figure I.50 : Evolution de $\Delta\sigma$ en fatigue oligocyclique pour un composite

2124 + 20% Vol. SiC_p ($\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 0,26 ; 0,19 ; 0,14 ; 0,09$ %) [108].

Le durcissement cyclique des CMM Al-SiC a été observé par l'ensemble des auteurs sur plusieurs matériaux contenant diverses fractions volumiques. Un mécanisme a été

proposé pour expliquer le durcissement cyclique observé sur les CMM Al-SiC_p. Ce mécanisme est décrit à l'échelle "macroscopique" par Llorca ([105-107]), puis par la théorie des dislocations par Srivatsan ([108], [141]). Selon Llorca et al. [105-107] le durcissement cyclique du composite se produit par accumulation de déformation plastique au cours du cyclage dans la matrice du composite. Ces déformations plastiques sont localisées, après le premier cycle, au voisinage des renforts SiC, puis se propagent à l'ensemble de la matrice, pour conduire, après la phase de durcissement, à une phase stabilisée. Le plus fort durcissement du composite peut alors s'expliquer par un état de contrainte triaxial de la matrice autour des renforts SiC. Cette approche macroscopique conduit à un durcissement plus rapide et plus important à haut niveau de sollicitations qu'à bas niveau, de part les déformations plastiques mises en jeu. Srivatsan et al. [108] proposent une explication au durcissement cyclique basée sur la théorie des dislocations. Selon cet auteur, il y a durcissement cyclique suite à :

- * l'augmentation de la densité de dislocations initialement présente dans le composite après l'élaboration, par multiplication de ces dislocations,
- * l'interaction des dislocations mobiles avec les renforts discontinus SiC ou avec les précipités de la matrice,
- * l'interaction des dislocations entre elles.

Srivatsan n'a pas effectué d'observations au microscope électronique en transmission afin de vérifier ce modèle. Dans le cas de cette approche, la taille des renforts et des précipités, qui sont des barrières aux mouvements des dislocations, est importante ; alors que dans le modèle proposé par Llorca, la forme et la distribution des renforts influent beaucoup sur la répartition de la déformation plastique.

I.3.6.1. Influence de la fraction volumique

Llorca et al. [105] ont étudié l'influence de la fraction volumique sur le durcissement cyclique d'un composite A-U3 renforcé par 6, 13 et 20 % Vol. SiC_p, élaboré par fonderie ainsi que sur celui de l'alliage non renforcé. La figure I.51 montre les courbes d'écrouissage monotone et cyclique pour les trois composites et l'alliage non renforcé, après cyclage en traction-compression, en déformation totale imposée ($R_E = -1$).

Si les caractéristiques monotones du composite dépendent fortement de la fraction volumique, les propriétés cycliques au cycle stabilisé semblent en revanche insensibles au taux de renfort. Ces résultats sont contraires à ceux présentés par Srivatsan [141] sur un composite de matrice 2124 renforcée par 20, 25 et 30 % Vol. SiC_p. Celui-ci observe en

effet, pour un même niveau de déformation plastique, un durcissement d'autant plus important que le taux de renfort est élevé.

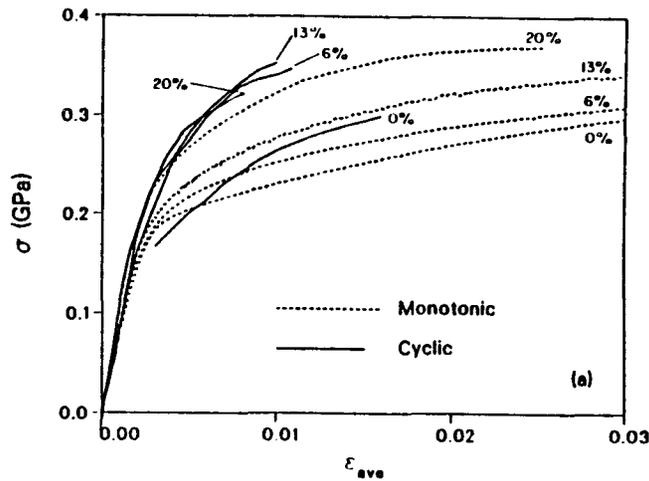


Figure I.51 : Courbes d'érouissage monotone et cyclique de l'alliage A-U3 et du composite AU-3 avec 6,13 et 20 % Vol. SiC_p [105]

La figure I.52 montre les courbes de résistance à la fatigue oligocyclique pour le composite 2124 renforcé par 20, 25 et 30 % Vol. SiC_p . Les courbes ont été approximées par les relations $\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \epsilon_f' \cdot (2N_f)^c$. Les valeurs des différents coefficients sont reportées sur la figure I.52 [108].

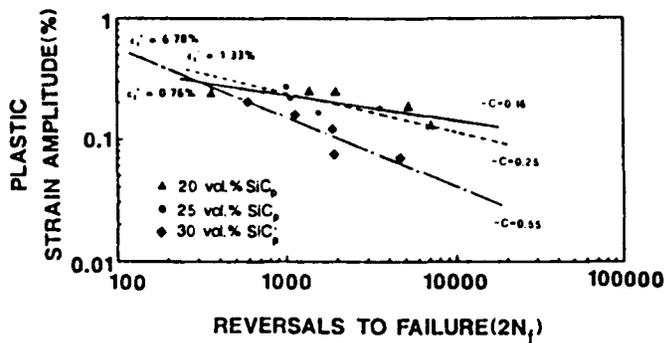


Figure I.52 : Influence de la fraction volumique de renfort sur les courbes de résistance à la fatigue oligocyclique, pour un composite 2124 renforcé par 20, 25 et 30% Vol. SiC_p [108]

I.3.6.2. Mécanismes d'endommagement en fatigue oligocyclique

Llorca et al. [105-107], Srivatsan ([108], [141]) et Levin et al. [109] ont remarqué, après la phase de durcissement et de stabilisation, une phase de propagation très courte qui

conduit rapidement à la rupture finale. Srivatsan propose un mécanisme d'endommagement pour un composite 2124 + SiC_p. L'augmentation de la densité de dislocation, la forte triaxialité des contraintes et l'accumulation de la déformation plastique dans la matrice, conduit à la rupture des plus grosses particules SiC et à la décohésion matrice/renfort autour des plus petites particules, parallèlement à la naissance de vides autour des précipités ou des composés intermétalliques. La coalescence de ces vides conduit à la rupture finale. La figure I.53 résume ces différentes étapes [108].

Conformément au mécanisme de rupture proposé ci-dessus, la figure I.54 montre le faciès de rupture en fatigue oligocyclique d'un CMM A-U3 + 20% Vol. SiC_p [105]. Ce faciès apparaît microscopiquement ductile avec la présence de cupules et de particules rompues ou pour lesquelles il y a eu décohésion renfort/matrice.

Des études complémentaires nécessitent d'être réalisées afin de confirmer ces résultats encore trop peu nombreux pour être généralisés.

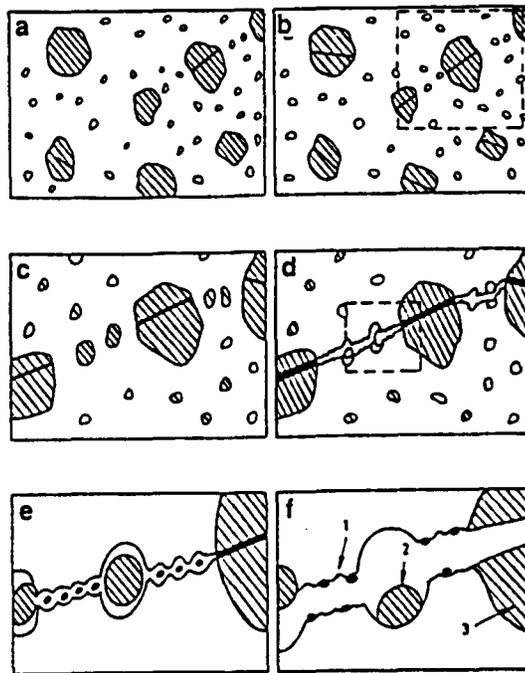


Figure 1.53 : Mécanismes d'endommagement d'un composite 2124 + SiC_p
 (a) : état initial du composite avec particules de différentes tailles, dont certaines sont rompues ; (b) rupture des grosses particules à bas niveau de déformation ; (c) décohésion matrice/renfort sur les plus petites particules, à haut niveau de déformation ; (d)-(e) naissance et coalescence des vides autour des particules rompues et sur des précipités ; (e) faciès de rupture avec présence de petites cupules dans la matrice (1), de cupules autour des particules (2) et de particules rompues (3) [108].

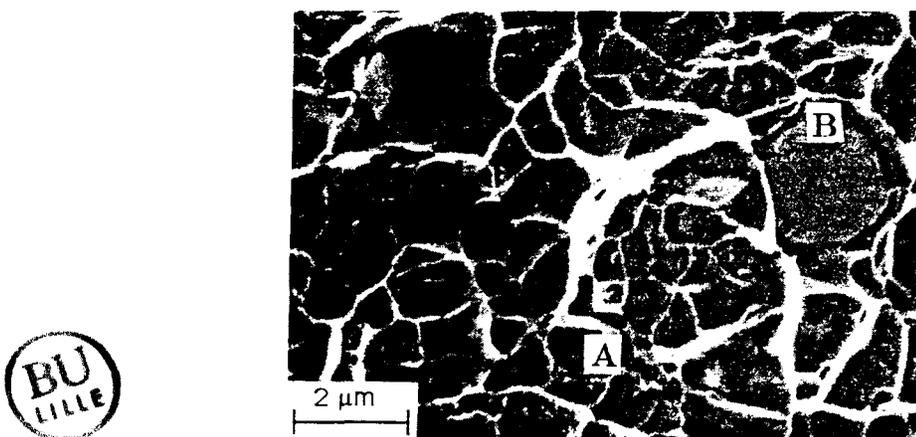


Figure 1.54 : Faciès de rupture en fatigue oligocyclique, observé au microscope électronique à balayage, dans un composite A-U3 + 20 % Vol. SiC_p. Présence d'inclusions sur lesquelles il y a eu décohésion (A) et d'une particule rompue (B) [105].

I.3.7. Résistance à la propagation de fissure en fatigue

L'utilisation des CMM dans les structures, en aéronautique par exemple, est notamment conditionnée à la connaissance de leur résistance en fissuration. Celle-ci est d'autant plus nécessaire que, comme nous l'avons vu au paragraphe I.3.3, la ténacité des CMM est faible comparée à celle de l'alliage non renforcé. Il faut aussi connaître ΔK_{seuil} , qui est une propriété mécanique importante vis-à-vis de l'intégrité d'une structure [74].

Quelques études ont déjà été réalisées en propagation de fissure de fatigue, mais dans ce domaine, plus encore que pour les autres propriétés mécaniques, les résultats de la littérature sont souvent contradictoires. De plus, étant donné le nombre de paramètres intervenant, il est difficile de dégager avec précision les principaux facteurs d'influence.

Les conditions d'essais pour les résultats expérimentaux cités ci-dessous ont été définies au paragraphe I.1.1.2.

I.3.7.1. Vitesses de propagation de fissure

Les figures I.55 [99], I.56 [98], I.57 [74] et I.62 [100] font clairement apparaître les stades I-II-III classiques dans la courbe $\text{Log} \frac{da}{dN} = f(\text{Log} \Delta K)$. Le stade I met en évidence l'existence d'un seuil de non-propagation ΔK_{seuil} aux environs de 10^{-9} m/cycle. Le stade II, où s'applique la loi de Paris $\frac{da}{dN} = C.(\Delta K)^m$, présente en général une valeur de m élevé, dans un domaine restreint de vitesses (10^{-9} - 10^{-7} m/cycle), avec atteinte rapide du stade III, étant données les faibles valeurs des facteurs d'intensité de contrainte critiques K_{Ic} dans ce type de matériau (généralement de l'ordre de $10-15 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$).

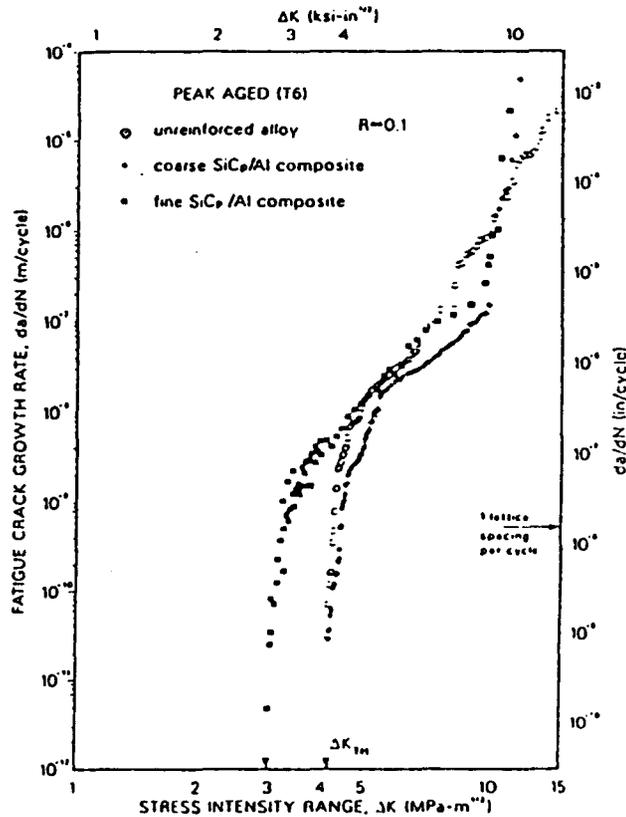


Figure I.55 : Variation des vitesses de propagation des fissures de fatigue da/dN en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK , à $R = 0,1$, pour des composites renforcés de fines ou de grosses particules et de l'alliage non renforcé traité thermiquement au pic de dureté. [99]

Dans le stade I, les travaux de Masuda [98] et Hirano [74] montrent que les seuils de non-propagation de fissure sont plus élevés dans les CMM Al-SiC que dans les matrices de base, dans le cas de renforts whiskers (figure I.57 [74]) comme dans le cas de renforts particuliers (figure I.56 [98]).

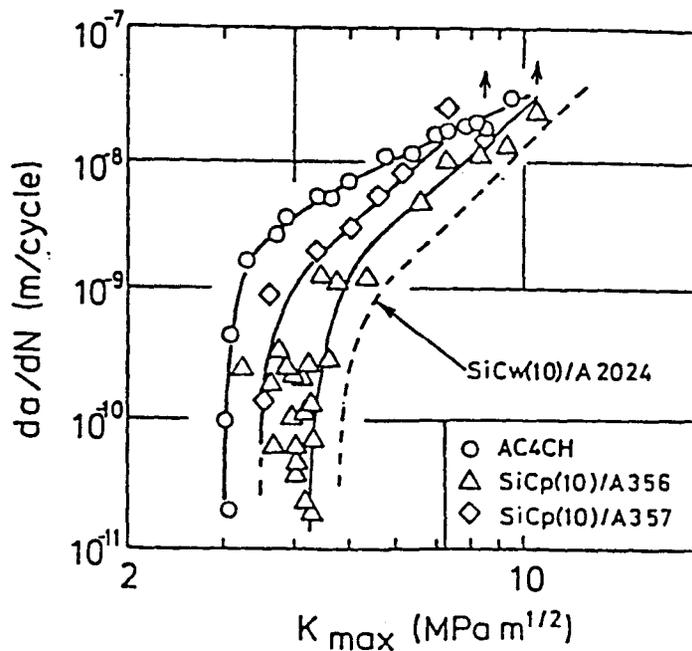


Figure 1.56 : Courbe $da/dN - K_{max}$ de propagation de fissure de fatigue pour un A356 + SiC_p et un A357 + SiC_p . [98]

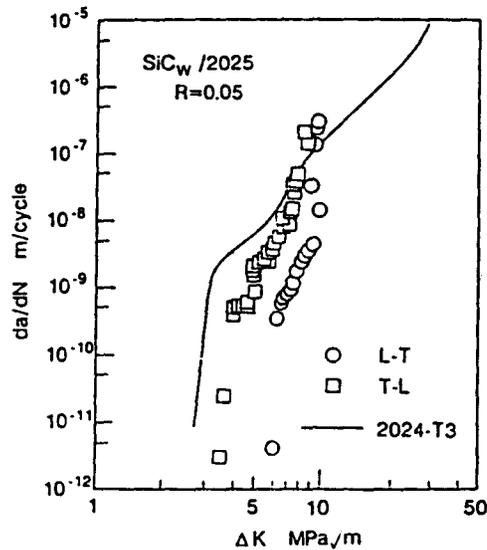


Figure 1.57 : Vitesses de propagation de fissure de fatigue en fonction de ΔK pour un CMM 2025 + 21,5 % Vol. SiC_w , dans les sens L-T et T-L. [74]

Pourtant, Shang et al. ont étudié la résistance à la propagation de fissure d'un CMM 7091 + 20 % Vol. SiC_p , pour deux tailles de particules (5 et 16 μm respectivement) (figure I.55 [99]). Les essais en fatigue ont été réalisés avec un rapport des facteurs d'intensité de

contrainte $R = K_{\min} / K_{\max} = 0,1$. Ils ont montré l'existence d'un seuil de non-propagation ΔK_{seuil} identique pour la matrice et un composite renforcé de grosses particules ($16 \mu\text{m}$), mais nettement plus faible pour le composite renforcé de fines particules ($5 \mu\text{m}$). Dans le stade II, on observe généralement une vitesse de propagation plus faible dans le composite que dans la matrice (ou au pire égale) (voir figure I.56 [98], I.57 [74] et I.55 [99]). Enfin dans tous les cas ([99], [98], [74]), le stade III apparaît tôt et la rupture survient prématurément dans le composite, comparé à l'alliage non renforcé (lorsque $K_{\max} = K_{Ic}$). C'est ce que font parfaitement apparaître les figures I.55 [99] et I.57 [74].

En résumé, la tendance observée dans le composite comparé à la matrice, est décrite schématiquement sur la figure I.58.

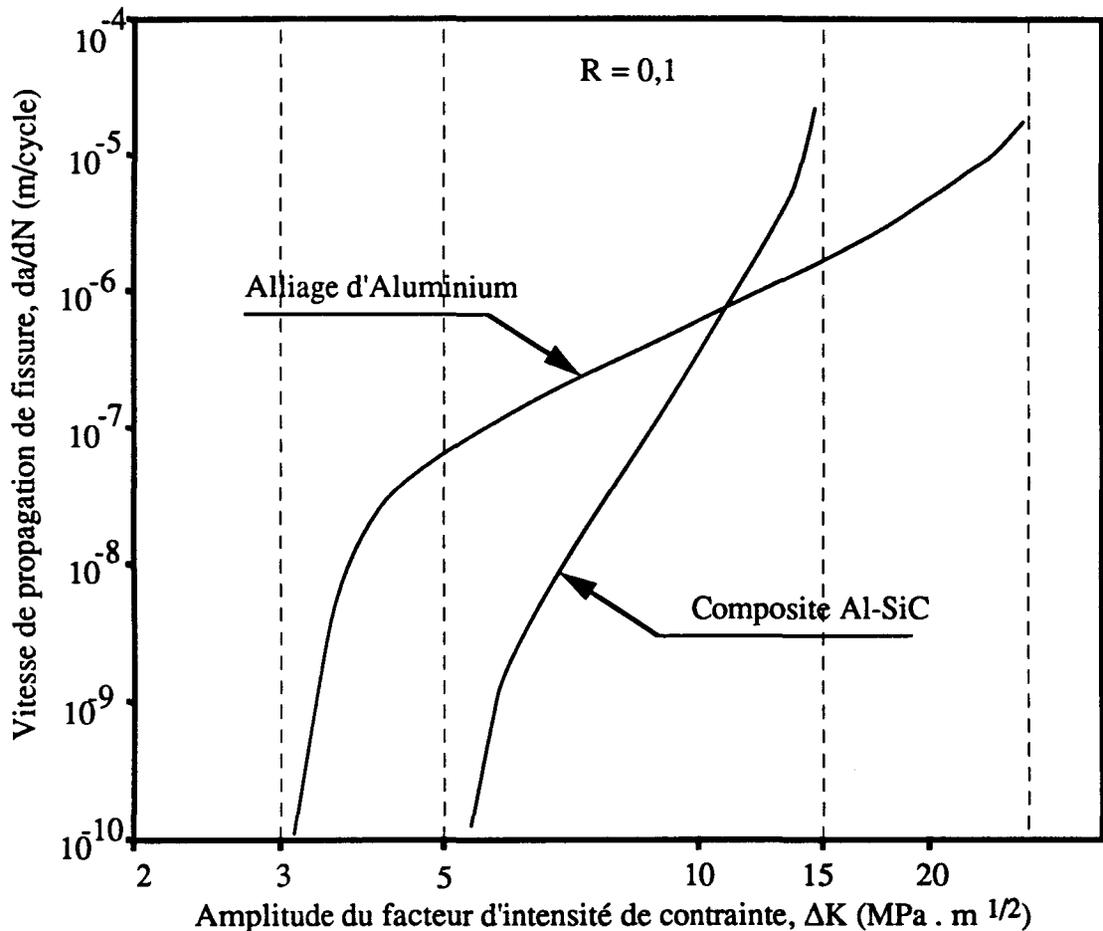


Figure I.58 : Représentation schématique de la courbe de propagation de fissure d'un composite Al-SiC et de l'alliage non renforcé.

I.3.7.2. Influence de divers paramètres

I.3.7.2.1. Influence de la nature de la matrice

Masuda et al. [98] ont étudié l'influence de la nature de la matrice sur la vitesse de propagation de fissure. Les matériaux étudiés sont des CMM A356 + 10 % Vol. SiC_p et A357 + 10 % Vol. SiC_p ainsi que la matrice associée. Ils ont également étudié un CMM 2024 + 10 % Vol. SiC_w. La figure I.56 [98] montre l'évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction de K_{max} dans une éprouvette percée d'un trou de diamètre 0,5 mm et de profondeur 0,25 mm, soumise à des sollicitations de flexion rotative. Masuda et al. ont remarqué un seuil de non-propagation plus élevé dans les composites que dans les alliages non renforcés. L'influence de la nature de la matrice est prédominante près du seuil de non-propagation. Pour des vitesses de propagation de l'ordre de 10^{-9} - 10^{-8} m/cycle, le CMM A356 + 10 % Vol. SiC_p est plus résistant en fissuration que le CMM A357 + 10 % Vol. SiC_p. Les auteurs n'expliquent pourtant pas les raisons de ce phénomène, d'autant plus que les compositions des matrices A356 (A-S7G03) et A357 (A-S7G05) sont très voisines. A des vitesses de propagation plus élevées (10^{-8} - 10^{-7} m/cycle) les vitesses de propagation deviennent sensiblement voisines. Rappelons que seule la teneur en Mg est légèrement différente pour ces deux alliages d'aluminium et que le Mg est un élément réputé améliorer la mouillabilité des SiC par l'aluminium (cf § I.2.3.3.1) ; il en résulte moins de porosités apparues à l'élaboration, conduisant à une meilleure résistance à l'amorçage (cf § I.3.5.3). La meilleure résistance à la fissuration par fatigue de l'A356 est alors surprenante et inexpliquée à ce jour.

A fort niveau de sollicitation, au voisinage du K_{Ic} des composites, Hirano [74] a trouvé des vitesses de propagation similaires dans un CMM 7075 + 19 % Vol. SiC_w et un CMM 2025 + 21,5 % Vol. SiC_w (qui présente par ailleurs un comportement plus ductile que le composite de matrice de base 7075), alors que près du seuil de non-propagation, le composite à matrice 2025 (A-U4GM) résiste mieux à la fissuration que celui à matrice 7075 (A-Z6UG).

Ces études prouvent donc que l'influence de la matrice est très importante essentiellement près du seuil de non-propagation ; nous verrons ultérieurement que ce résultat peut s'interpréter en termes de fermeture de fissure.

I.3.7.2.2. Influence de la nature du renfort

Petit et al. [101], dans une synthèse de différentes études sur la propagation de fissure dans les CMM Al -SiC, ont rapporté les travaux de Logsdon et al. qui ont étudié l'influence de la nature des renforts sur la résistance à la fissuration des CMM 6061 + 25 % Vol. SiC. La figure I.59 [101] montre, pour des vitesses de propagation intermédiaires, une meilleure résistance en fissuration, du composite renforcé de whiskers par rapport à celui renforcé par la même fraction volumique de particules.

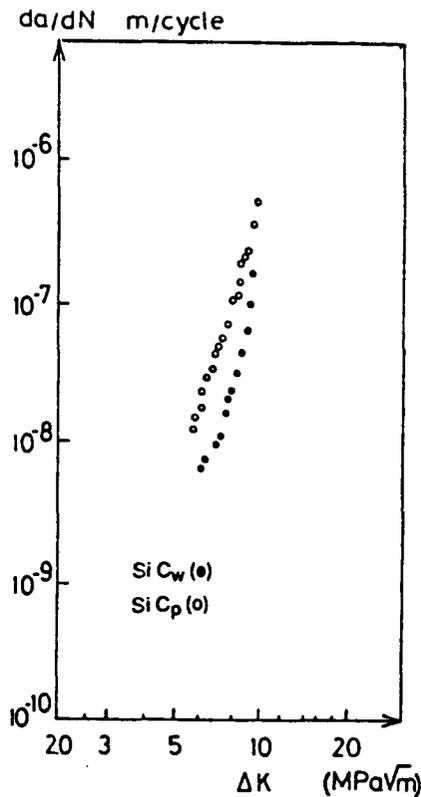


Figure I.59 : Influence de la nature du renfort sur les vitesses de propagation de fissure pour un 6061 + 25 % Vol. SiC_w et un 6061 + 25 % Vol. SiC_p. [101]

I.3.7.2.3. Influence de la fraction volumique et de la taille des particules

La figure I.62 [100] montre la courbe de propagation de fissure d'un alliage 7091 renforcé de SiC_p, pour deux fractions volumiques (15 % Vol. et 20 % Vol.) et deux tailles de renforts différentes (5 μm et 16 μm en moyenne). La courbe $\frac{da}{dN}$ en fonction de ΔK présente toujours trois stades distincts. Près du seuil la vitesse de propagation de fissure dépend à la fois de la taille des particules et de la fraction volumique de renfort. Les composites renforcés de grosses particules ont un seuil de non-propagation plus élevé que

ceux renforcés de fines particules, pour les deux fractions volumiques observées. Ces résultats sont en accord avec ceux de Yu et al. [102] sur un CMM 6061 + 15 % Vol. SiC_p (5 et 10 μm)

Dans le stade II (entre 10⁻⁹ et 10⁻⁷ m / cycle), Shang et al. [100] trouvent que le comportement en fissuration est indépendant de la taille des particules et du taux de renfort sur un CMM 7091 + 20% Vol. SiC_p (5 et 16μm). En revanche, sur des CMM 6061 + SiC_p dont les taux de renfort sont de 15, 25 et 30 % Vol. respectivement, Roebuck et al. [68] observent dans ce même stade II, pour un ΔK donné, une décroissance de la vitesse de propagation de fissure lorsque la fraction volumique de renforts augmente. Dans le stade III, la résistance à la fissuration semble peu dépendante du taux de renfort et de la taille des particules. Ces résultats sont à rapprocher de l'influence de la fraction volumique et de la taille des particules sur la ténacité K_{Ic}. Ainsi, Roebuck et al. [68] n'ont pas trouvé d'influence de la matrice et de la fraction volumique sur la ténacité (pour des fractions volumiques variant entre 15 et 30 % Vol. et des tailles de particules entre 3 et 10 μm) (cf § I.3.3.1). Hirano [72] observait bien une décroissance de la ténacité avec la fraction volumique, mais faible et peu discernable dans un diagramme bilogarithmique.

Comme nous l'avons souligné pour l'influence de la matrice, l'influence de la fraction volumique et de la taille des particules se fait surtout sentir près du seuil de non-propagation.

I.3.7.2.4. Influence du sens de prélèvement

Hirano [74] a étudié l'influence du sens de prélèvement (sens L-T ou T-L) sur la résistance à la fissuration d'un CMM 2025 + 21 % Vol. SiC_w extrudé. La figure I.57 [74] montre la forte anisotropie du composite vis à vis du comportement en fissuration par fatigue ; dans le sens L-T les vitesses de propagation sont nettement plus faibles comparées à celles en sens T-L, surtout à de faibles vitesses de propagation (notamment près du seuil).

I.3.7.2.5. Influence de la température

Healy et al. [75] ont étudié l'influence de la température sur la vitesse de propagation de fissure en fatigue dans un CMM A356 + 20 % Vol. SiC_p (Duralcan F3A20S). Les températures d'essais sont respectivement de 23°C et de 220°C. Ils ont montré que l'augmentation de la température de 23 à 220°C, pour un rapport de charge R = 0,1, diminue la résistance à la fissuration pour toutes les valeurs de ΔK. Les auteurs ont expliqué ce résultat par des niveaux de fermeture de fissure plus faibles à 220°C qu'à température ambiante.

I.3.7.3. Mécanismes de propagation de fissures

I.3.7.3.1. Mécanismes de propagation

De manière générale on observe, près du seuil, que la propagation de la fissure a lieu dans la matrice, en évitant les renforts ([99], [100], [77], [74]). Cette observation est confirmée par plusieurs études fractographiques : on y remarque en effet peu de particules sur les faciès de rupture à faible ΔK . Shang et al. [99] ont observé 13 % de particules SiC sur les faciès d'un CMM 7091 + 20 % Vol. de particules SiC d'une taille moyenne de 16 μm , alors que cette fraction surfacique atteignait 22% à $\Delta K=10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Davidson [20] a également observé une propagation de fissure dans la matrice évitant les particules sur un CMM A-G4 + 15% Vol. SiC_w. Parfois des microfissures apparaissent sur les particules, à l'avant du fond de fissure principale, dans des zones de concentration de contrainte. La fissure passe ensuite par ces particules lors du cyclage. A plus fort ΔK , les renforts SiC ont moins d'influence sur le chemin des fissures et les proportions de renforts sur le faciès de rupture et dans le reste de l'éprouvette sont sensiblement identiques [99]. Sur le faciès de la rupture finale, Shang et al [99] observent des cupules associées à des particules SiC rompues. Ils notent également une fraction surfacique de renforts SiC_p élevée (22% à $\Delta K=10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), montrant ainsi que la fissure dans ce composite ne suit pas un chemin aléatoire, mais recherche plutôt les particules lors de la rupture finale.

Masuda résume ces mécanismes sur la figure I.60 [98] dans le cas de CMM A356 + SiC_p et A357 + SiC_p où, à faibles ΔK , les fissures ont tendance à éviter les particules alors qu'à plus fort ΔK la fissure principale rejoint des fissures secondaires qui s'amorcent sur des particules.

Dans le cas d'un renfort par whiskers, à fort ΔK , la taille de la zone plastifiée en fond de fissure est grande par rapport à la taille des whiskers. Des cupules se créent autour des whiskers à l'avant de la fissure principale et la fissure principale progresse par l'intermédiaire de ces cupules (figure I.61 [98]). A faible ΔK , la taille de la zone plastifiée en fond de fissure est plus faible que la taille des whiskers. Lorsque la fissure atteint une zone riche en whiskers, il peut y avoir arrêt de la fissure, conduisant ainsi au ralentissement de la propagation.

Si à température ambiante les études fractographiques montrent que la fissuration est fortement influencée par la présence des particules, à haute température (220°C) en revanche, la propagation est essentiellement dominée par la matrice, tant pour un rapport de charge $R = 0,1$ que pour $R = 0,5$. A haute température, très peu d'interactions fissures/particules ont pu être mises en évidence [75]

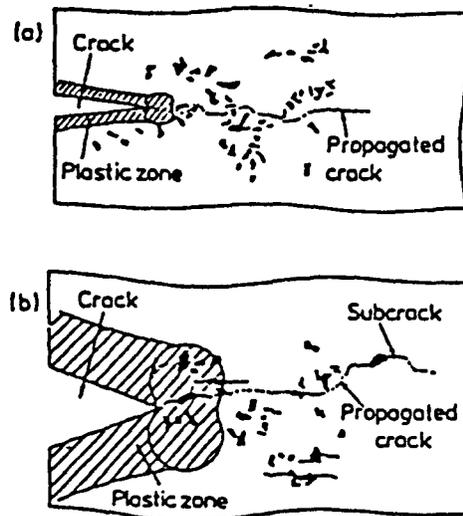


Figure I.60 : Mécanismes de propagation de fissure de fatigue dans des composites A356 + SiC_p et A357 + SiC_p à : (a) faible K_{max} , (b) K_{max} élevé. [98]

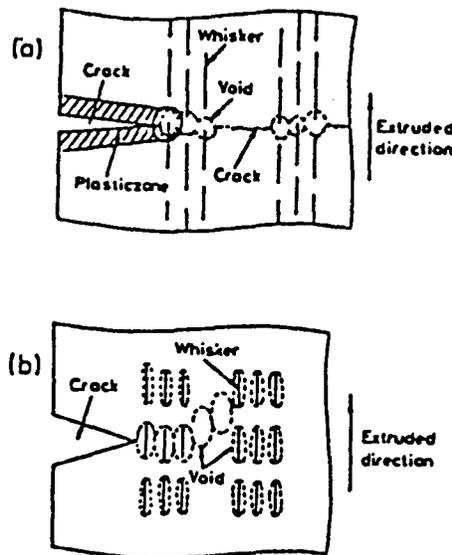


Figure I.61 : Mécanismes de propagation de fissure de fatigue pour un composite 2024 + SiC_w à : (a) faible K_{max} , (b) K_{max} élevé. [98]

I.3.7.3.2. Mécanismes de fermeture de fissures

Shang et al. [100] ont effectué des mesures de facteur d'intensité de contrainte de fermeture de fissures ($K_{fermeture}$) sur un CMM 7091 + SiC_p (voir description du matériau § I.3.7.1) sollicité sous un rapport de charge $R = 0,1$. La figure I.63 [100] représente l'évolution du rapport $K_{fermeture} / K_{max}$ en fonction de ΔK , et montre que le mécanisme de

fermeture de fissure joue un rôle particulièrement important près du seuil, surtout pour les composites renforcés par les grosses particules.

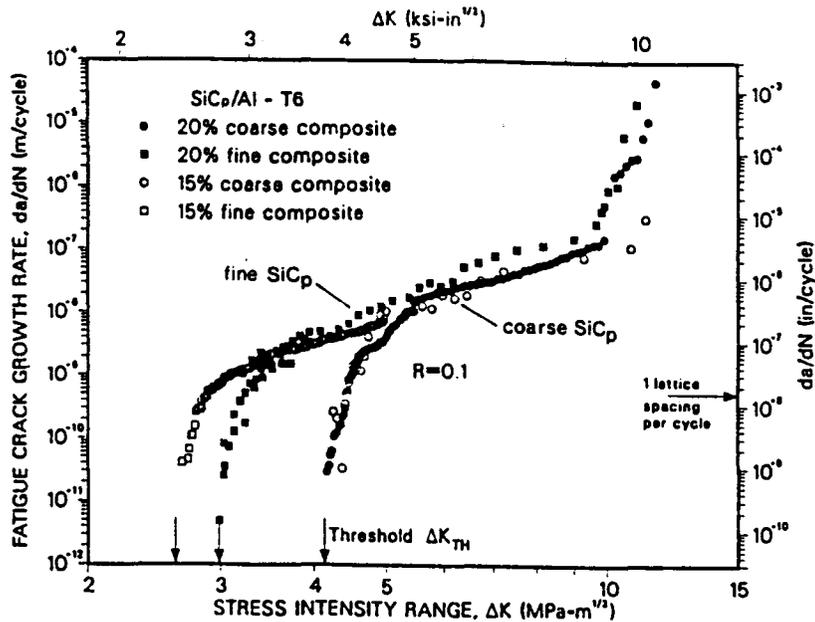


Figure 1.62 : Variation de la vitesse de propagation de fissure de fatigue da / dN en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK pour des composites renforcés par 15 et 20 % Vol. de fines ou de grosses particules SiC, traités thermiquement T6 au pic de dureté, à température ambiante, à $R = 0,1$. [100]

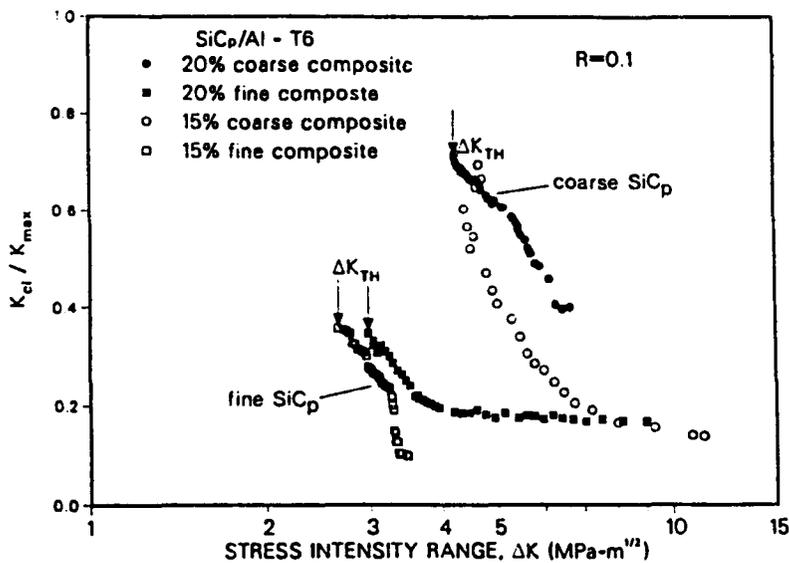


Figure 1.63 : Variation du rapport K_{cl} / K_{max} en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK , pour des composites renforcés par 15 et 20 % Vol. de fines ou de grosses particules SiC. [100]

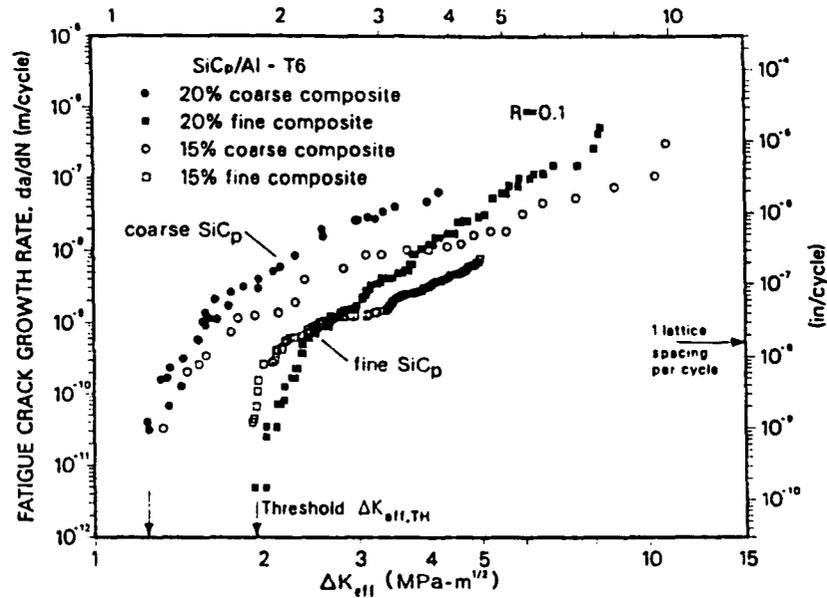


Figure 1.64 : Variation de la vitesse de propagation de fissure de fatigue da/dN en fonction de la variation du facteur d'intensité de contrainte effective ΔK , pour des composites renforcés par 15 et 20 % Vol. de fines ou de grosses particules SiC. On remarque qu'après avoir tenu compte de l'effet de fermeture de fissure, le comportement près du seuil ne dépend que de la taille des particules. [100]

Comme le précise Ritchie [103], le phénomène de fermeture de fissure se produit surtout lorsque les valeurs du CTOD sont faibles par rapport à la taille des renforts. Par exemple, dans un CMM 7091 + SiC_p, à des niveaux de sollicitations proches du $K_{\text{fermeture}}$, Shang et al. [100] ont trouvé des valeurs de CTOD qui sont 100 à 200 fois plus faibles que la taille moyenne des renforts.

La fermeture de fissure est également favorisée, à faible niveau de contrainte, par le chemin tortueux emprunté par la fissure, suite à sa déviation par les particules SiC ; le mode de sollicitation en fond de fissure est alors un mode de sollicitation mixte ([74] [103]). La photo 65 [100] illustre parfaitement ce phénomène : on y observe la déviation de la fissure par les particules SiC près du seuil en A ([75], [104]), créant ainsi des "méandres" favorables à la fermeture de fissure. La photo 65 [100] montre, près du seuil également, le piégeage d'une fissure par des particules SiC, qui peut être une des causes du ralentissement de la propagation de fissures près du seuil, constaté dans les composites par rapport à l'alliage non renforcé.

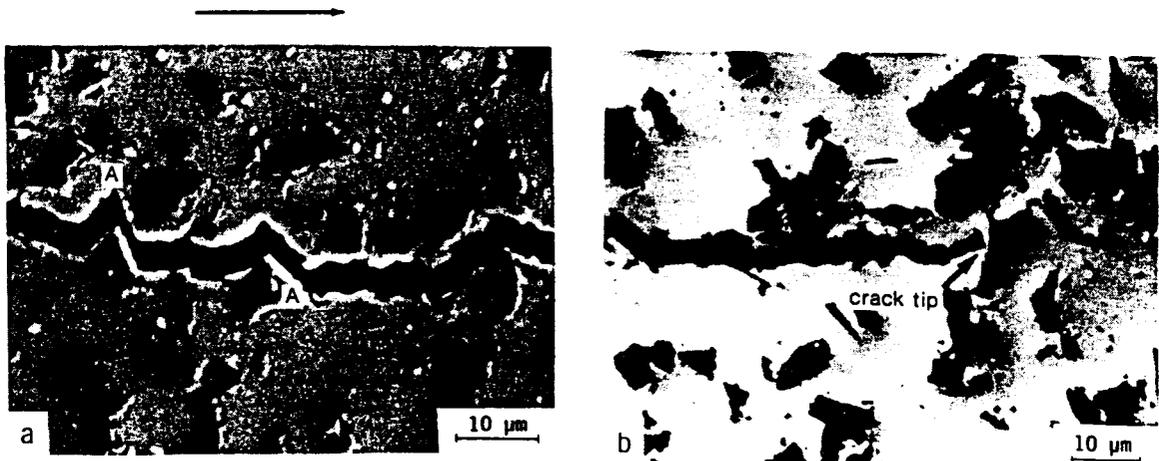


Figure 1.65 : Interaction entre les particules SiC et la fissure de fatigue dans les composites Al-SiC montrant : (a) la déviation de la fissure et par conséquent une augmentation du phénomène de fermeture de fissure (par "coincement" des aspérités) à faible rapport de charge où les fissures cherchent à éviter les particules (voir A), et (b) le piégeage de la fissure par des particules SiC. La flèche horizontale indique le sens de propagation de la fissure [100].

Le phénomène de fermeture de fissure est observé à bas niveau de contraintes, ou pour de faibles rapports de charge $R = K_{\min} / K_{\max}$. En effet, pour un rapport de charge $R = 0,75$, Shang et al. [100], n'ont pas observé de fermeture de fissure, ces niveaux de fermeture de fissure étant inférieurs à K_{\min} .

La fermeture de fissure dans les CMM Al-SiC intervient donc principalement à bas niveau de sollicitation ; elle est favorisée par la rugosité des faces des fissures, en raison du chemin en "zigzag" qu'elles empruntent suite à leur déviation par les particules SiC [74].

1.3.7.3.3. Courbe $da / dN - \Delta K_{\text{effectif}}$

Etant donnée l'existence du phénomène de fermeture de fissure, les vitesses de propagation doivent être exprimées en termes de $\Delta K_{\text{effectif}}$, défini par : $\Delta K_{\text{effectif}} = K_{\max} - K_{\text{fermeture}}$. La figure I.64 [100] montre l'évolution de $\frac{da}{dN}$ en fonction du facteur d'intensité de contrainte effectif, tracée à partir des données des figures I.61 et I.63 [100]. Cette correction n'a de sens que pour les niveaux de contraintes proches du seuil, là où les effets de fermetures de fissures sont prédominants. En effet, à plus haut niveau de contraintes, d'autres mécanismes interviennent ; ces mécanismes ne sont pas pris en compte dans la notion de ΔK_{eff} .

La figure I.64 [100] montre qu'en termes de ΔK_{eff} , le comportement près du seuil est indépendant de la fraction volumique et ne dépend que de la taille des particules. De la même manière, Hirano [74] a montré que l'influence de la nature de la matrice peut être interprétée par l'existence du phénomène de fermeture de fissures. La meilleure résistance à la fissuration du CMM 2025 + 21,5 % Vol. SiC_w par rapport à celle du CMM 7075 + 19 % Vol. SiC_w s'explique essentiellement par des niveaux de fermeture de fissure plus importants sur le composite de matrice 2025 que sur le composite de matrice 7075, sans que cette différence de niveaux de fermeture ne soit expliquée.

I.4. Conclusion

Cette revue générale sur les composites à matrice aluminium renforcée par des particules ou des whiskers SiC a permis de mettre en évidence les qualités mais également les faiblesses de ce type de matériaux. La littérature montre en premier lieu l'importance du rôle de l'élaboration sur l'homogénéité du matériau et les conséquences sur ses propriétés mécaniques. Les deux grandes voies d'élaboration (Métallurgie des poudres et voie liquide) permettent depuis peu l'obtention de matériaux homogènes et sans porosités. En revanche les CMM s'avèrent très difficile à usiner. De plus l'évaluation et l'influence des contraintes résiduelles, que tous les auteurs s'accordent à souligner, sont encore très mal connues. Les CMM Al-SiC possèdent des caractéristiques mécaniques monotones améliorées par rapport à l'alliage non renforcé (notamment leur raideur), au détriment de leur ductilité et de leur ténacité. L'addition de renforts discontinus de SiC dans une matrice d'aluminium améliore de façon sensible les propriétés mécaniques à chaud, jusqu'à des températures d'environ 200-250°C. En revanche il existe encore peu de résultats concernant la résistance des CMM Al-SiC aux sollicitations cycliques. L'essentiel de ces résultats concernent des essais de propagation de fissures. Ceux-ci font apparaître un seuil de non-propagation plus élevé que celui de la matrice et la faible ténacité du composite conduit à une accélération de la fissuration quand ΔK croît.

Même si les CMM ont fait leur apparition depuis quelques années dans diverses structures, leur application à plus grande échelle dans l'industrie automobile ou dans l'industrie aéronautique est encore aujourd'hui retardée par l'absence de normalisation des essais mécaniques et par conséquent par l'absence de caractéristiques mécaniques validées et reproductibles. Ceci est particulièrement vrai pour les essais de ténacité, à partir desquels il est très difficile d'obtenir des mesures de K_{Ic} validées. C'est en particulier ce à quoi s'attache le programme de collaboration internationale VAMAS (Versailles Project on Advanced Materials and Standards) [71].

L'utilisation à l'avenir des CMM Al-SiC est conditionnée par la résolution de nombreux problèmes, dont en premier lieu l'élaboration et l'usinage, par la connaissance de l'influence des contraintes résiduelles sur les propriétés mécaniques, de la résistance en température, de la résistance à la corrosion, de la relation entre l'endommagement initial (rupture des renforts, porosités dans la matrice...) et la rupture finale, de la résistance aux sollicitations cycliques (domaine de la fatigue oligocyclique et de la fatigue endurance).... En particulier il faudra aussi s'attacher à augmenter la ductilité et la ténacité des CMM.

CHAPITRE II :
MATERIAU

SOMMAIRE CHAPITRE II :

MATERIAU

II.1. Introduction	84
II.2. Choix de la matrice.....	85
II.2.1. Influence de la teneur en silicium.....	85
II.2.2. Influence des additions de cuivre, nickel et magnésium	86
II.3. Choix des renforts	87
II.4. Elaboration	87
II.4.1. Intérêt de la fonderie.....	87
II.4.2. Modification, affinage	88
II.4.3. Température de coulée	88
II.4.4. Elaboration	88
II.5. Compositions chimiques	91
II.6. Traitements thermiques	92
II.6.1. But des traitements thermiques	92
II.6.2. Mise en solution - Analyse Thermique Différentielle	92
II.6.2.1. Principe de l'analyse thermique différentielle	93
II.6.2.2. Installation expérimentale	93
II.6.2.3. Analyse thermique différentielle de l'alliage non renforcé A-S10U3NG.....	94
II.6.2.4. Analyse thermique différentielle du composite F3K10S	95
II.6.2.5. Discussion et conclusion sur les analyses thermiques différentielles	96
II.6.3. Vieillissement accéléré.....	97
II.6.3.1. Détermination de la durée de vieillissement par macro-dureté	98
II.6.3.2. Évolution des propriétés mécaniques en fonction du temps de vieillissement	99
II.6.3.3. Discussion et conclusion sur le choix de la durée de vieillissement	102
II.6.4. Conclusion sur le choix du traitement thermique	102
II.7. Etude microstructurale	103

II.7.1. Microstructures de l'alliage A-S10U3NG et du composite F3K10S.....	103
II.7.1.1. Observations microstructurales	103
II.7.1.2. Taille de grain.....	107
II.7.1.3. Analyse thermique.....	108
II.7.1.3.1. Principe de l'analyse thermique.....	108
II.7.1.3.2. Etude expérimentale.....	110
II.7.1.4. Conclusion.....	111
II.7.2. Analyse d'image sur le composite F3K10S.....	113
II.8. Préparation des éprouvettes.....	117
II.8.1. Usinage en tournage de composites Al-SiC de fonderie.....	117
II.8.1.1. État de surface en tournage	118
II.8.1.2. Conditions expérimentales	119
II.8.1.3. Influence de la nuance de l'outil	120
II.8.1.4. Influence de la vitesse de coupe	123
II.8.1.5. Influence de la vitesse d'avance.....	124
II.8.1.6. Influence du rayon de bec r_E	124
II.8.1.7. Influence du matériau usiné	126
II.8.1.8. Contraintes résiduelles	127
II.8.1.9. Discussion - Conclusion.....	128
II.8.2. Polissage.....	130
II.8.2.1. Intérêt du polissage.....	130
II.8.2.2. Installation expérimentale	130
II.8.2.3. Etat de surface après polissage.....	131
II.8.2.4. Conclusion.....	133
II.9. Caractérisation de la surface.....	133
II.9.1. Rugosité.....	133
II.9.2. Observations des surfaces au MEB	135
II.9.2.1. Résultats expérimentaux.....	135
II.9.2.2. Discussion - Conclusion.....	141
II.9.3. Observations au Microscope Laser Confocal.....	141
II.9.3.1. Dispositif expérimental	141
II.9.3.2. Observations du composite F3K10S UP	142
II.9.4. Contraintes résiduelles	144
II.9.4.1. Résultats expérimentaux.....	144
II.9.4.2. Discussion - Conclusion.....	145
II.10. Conclusion.....	148

CHAPITRE II :

MATERIAU

II.1. Introduction

Le matériau composite étudié est un composite de matrice A-S10U3NG renforcée par 10% Vol. SiC_p, de dénomination commerciale F3K10S. Ce composite, destiné à l'industrie automobile, est élaboré par fonderie par la société Montupet S.A. (usine de Châteauroux).

Le but des différentes études présentées dans ce chapitre est de caractériser l'alliage non renforcé et le composite F3K10S d'un point de vue "matériau" (traitement thermique, microstructure, usinage, caractérisation de la surface), en vue de l'étude de leurs propriétés mécaniques en traction monotone et en fatigue oligocyclique.

Dans un premier temps, nous présenterons les compositions de l'alliage non renforcé et du composite et décrirons le procédé d'élaboration utilisé. Nous présenterons ensuite l'étude qui a permis de déterminer les conditions de traitement thermique. En effet, nous savons que l'adjonction de renforts dans un alliage d'aluminium modifie les conditions de traitement thermique de type T6 : celui-ci doit permettre d'obtenir une dureté maximale sans risque de brûlure du matériau tout en évitant une chute de ductilité trop importante après vieillissement. Nous étudierons ensuite les microstructures résultantes sur l'alliage non renforcé et sur le composite, puis les conditions de préparation des éprouvettes (usinage et polissage), particulièrement importante pour le comportement en fatigue oligocyclique. Très peu d'études concernent l'influence de l'état de surface des composites à matrice métallique sur leurs propriétés mécaniques en traction monotone et en fatigue oligocyclique. Une caractérisation des différents états de surface (états usiné, usiné-poli, brut de fonderie, brut de fonderie-poli) par mesure de rugosité, et mesure des contraintes résiduelles en surface, nous permettra d'étudier, dans les chapitres III et IV, leur influence sur le comportement en traction monotone et en fatigue oligocyclique (état usiné-poli et brut de fonderie) de l'alliage non renforcé d'une part, du composite d'autre part.

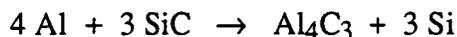
II.2. Choix de la matrice

Comme nous l'avons vu dans l'étude bibliographique, le choix de la matrice est primordiale vis à vis des propriétés mécaniques finales des composites à matrice métallique. A l'heure actuelle, le choix d'un alliage d'aluminium de fonderie (ou de la matrice d'un composite à matrice aluminium élaboré par fonderie) capable de résister à une température supérieure à 100°C se fait principalement entre trois familles d'alliages : les Al-Si-Mg, les Al-Si-Cu et les Al-Cu.

Les alliages Al-Si-Mg sont très répandus en fonderie, particulièrement l'alliage A356 (A-S7G03). Ils possèdent une bonne résistance mécanique jusqu'à des températures de 175°C, et leur très bonne coulabilité permet la réalisation de pièces de fonderie de géométrie complexe. En revanche, la coulabilité des alliages Al-Cu est mauvaise, les limitant ainsi à la réalisation de pièces moulées de géométrie simple ; mais leur tenue en température est bonne jusqu'à 250°C même pendant un temps prolongé. Les alliages de type Al-Si-Cu peuvent être utilisés jusqu'à des températures de l'ordre de 200°-220°C ; ils possèdent une coulabilité intermédiaire par rapport aux deux familles précédentes [110]. Cette famille d'alliages réalise donc un compromis entre coulabilité et résistance mécanique en température, comparée aux alliages Al-Si-Mg et Al-Cu. L'alliage d'aluminium choisi comme matrice pour le composite F3K10S est un alliage A-S10U3NG qui contient environ 10 % de silicium, 3 % de cuivre, du nickel et du magnésium. Les alliages de type Al-Si-Cu de fonderie (avec des teneurs en Ni et Mg inférieures à 1%) sont fréquemment utilisés dans l'industrie automobile pour leur bonne coulabilité et leur bonne tenue en température. On peut par exemple citer la réalisation de pistons de moteur diesel en alliage 339 (A-S11U2NG) [111] ou encore en alliage A-S12UN [112], mais aussi de culasses de moteurs.

II.2.1. Influence de la teneur en silicium

Une teneur élevée en silicium de 10 % (voisine de la teneur de l'eutectique qui est de 11 %) permet d'éviter toute réaction qui pourrait survenir entre l'aluminium liquide et le renforts (particules de SiC), lors de l'élaboration du composite. Une température trop élevée et un temps de maintien trop long du bain liquide peuvent en effet donner naissance à des carbures d'aluminium Al_4C_3 suivant la réaction irréversible :



Cette réaction peut conduire à l'augmentation de la teneur en silicium de la matrice du composite.

La figure II.1 [113] met en évidence le domaine temps-température de formation des carbures d'aluminium pour différents pourcentages de Si. Ces composés fragiles diminuent de manière sensible les propriétés mécaniques, mais également la résistance à la corrosion et les propriétés physiques des composites Al-SiC de fonderie.

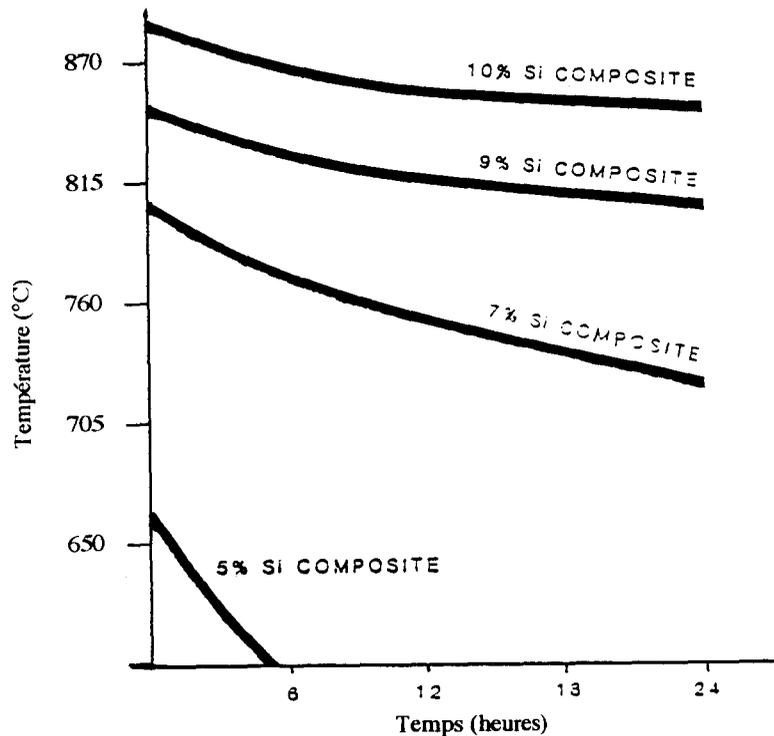


Figure II.1 : *Domaine d'apparition des carbures d'aluminium Al_4C_3 dans un diagramme temps-température [113].*

Une teneur plus élevée en silicium, à même temps de maintien en température, permet une augmentation de la température de chauffage du bain liquide. La formation des carbures d'aluminium Al_4C_3 peut donc être contrôlée par le choix de la teneur en Si. Ceci explique l'intérêt d'une haute teneur en silicium et d'un alliage de type A-S10 par rapport à un alliage de type A-S7 très couramment rencontré comme matrice dans les CMM Al-SiC.

II.2.2. Influence des additions de cuivre, nickel et magnésium

L'addition de cuivre et de magnésium permet d'améliorer la tenue en température de la matrice, par création, après traitement thermique, de phases type Al_2Cu et Al_2CuMg , qui sont réputées être très résistantes à haute température [114].

L'addition de nickel aux éléments cuivre et magnésium a également une influence favorable sur la résistance mécanique d'alliages d'aluminium, après de longs temps d'exposition en température, grâce à la formation de précipités durcissants complexes.

II.3. Choix des renforts

Les renforts utilisés pour l'obtention du composite sont des particules de carbure de silicium (SiC). Leur fraction volumique est de $10\% \pm 2$. Selon le fournisseur Duralcan, leur taille moyenne est de $9,3 \pm 1 \mu\text{m}$ avec 3% des particules qui ont une taille supérieure à $19 \mu\text{m}$ alors que 6% ont une taille inférieure à $3 \mu\text{m}$. Ces particules ont un facteur de forme (longueur / largeur) qui varie de 2/1 à 5/1 [115]. Une faible taille moyenne des particules ($\approx 10 \mu\text{m}$) permet potentiellement une forte augmentation des propriétés mécaniques monotones du composite par rapport à l'alliage non renforcé ([79], [68]).

Le tableau II.1 donne la composition chimique des particules SiC.

SiC (%)	Si libre(%)	SiO ₂ libre (%)	C libre (%)	Fe libre (%)
98,0 mini	0,3 maxi	0,5 maxi	0,2 maxi	0,2 maxi

Tableau II.1 : Composition chimique des particules SiC [115]

II.4. Elaboration

L'élaboration du composite F3K10S se fait par voie liquide (fonderie). Le composite est refondu à partir d'un lingot fourni par Duralcan (USA).

II.4.1. Intérêt de la fonderie

L'intérêt principal de la fonderie comme mode d'élaboration pour les CMM Al-SiC est son faible coût de mise en œuvre, puisqu'il utilise une technologie voisine de celle utilisée pour la fonderie des alliages d'aluminium classiques.

Ceci rend les composites "moulables" particulièrement intéressants pour l'industrie automobile, pour laquelle l'élaboration de pièces d'aluminium par fonderie est maîtrisée et largement répandue. Un soin particulier doit cependant être apporté à leur élaboration, en se référant aux instructions précises du fournisseur. En effet, les composites Al-SiC sont des nouveaux matériaux qui nécessitent, en conséquence, l'utilisation de techniques de

fonderie spécifiques. Moyennant ces précautions, on peut couler des pièces de grandes dimensions avec des géométries complexes, présentant une bonne qualité métallurgique ([110], [114], [116]).

II.4.2. Modification, affinage

La coulée d'alliage non renforcé a subi un traitement de modification au strontium (120 ppm) et un traitement d'affinage au TiB_2 . Le composite a été préalablement modifié au strontium lors de sa première élaboration chez Duralcan, mais le bain liquide n'a pas été affiné ni modifié lors de la refonte, suivant les recommandations du fournisseur.

Le traitement de modification au strontium a pour but d'augmenter les propriétés mécaniques en transformant le silicium, qui se trouve au départ sous forme d'aiguilles, en globules.

L'affinage au TiB_2 a pour but d'augmenter le nombre de sites de germination de la solidification. On obtient ainsi une structure métallurgique plus fine, conduisant à des propriétés mécaniques améliorées.

II.4.3. Température de coulée

Une attention particulière doit être portée à la température du composite liquide lors de la coulée, qui ne doit pas atteindre la température de formation des carbures d'aluminium Al_4C_3 (voir figure II.1).

Le chauffage à l'état liquide du composite à 10% de Si pose peu de problèmes, puisque avec une telle teneur en Si la température de formation des carbures Al_4C_3 est très élevée ($890^\circ C$), pourvu qu'une répartition de température homogène dans le bain évite toute zone de surchauffe. Une température supérieure, même pendant un temps très court, détruirait le métal de manière définitive. La température de coulée adoptée est de $720^\circ C$. Les deux matériaux ont été fondus dans des fours électriques d'une capacité de 60 kg.

II.4.4. Elaboration

Des barreaux d'alliage A-S10U3NG non renforcés et de composite F3K10S ont été élaborés suivant le même processus de coulée par la société Montupet S.A. (Châteauroux), ceci afin de permettre une comparaison rigoureuse de la microstructure et des propriétés mécaniques entre l'alliage non renforcé et le composite.

L'ensemble des procédures utilisées répondaient aux spécifications du fournisseur Duralcan, notamment sur les points suivants :

- Contrôle de la température du bain liquide (cf § II.4.3)
- Brassage du bain liquide. En effet, les particules SiC, qui ont une masse volumique plus importante que l'alliage A-S10U3NG, ont tendance à se déposer dans le fond du creuset lorsque le composite est à l'état liquide. Un brassage mécanique du bain était donc nécessaire à l'obtention d'une répartition homogène des particules avant la coulée. Ce brassage devait donc être suffisant pour obtenir une répartition homogène, mais ne devait pas non plus rompre la couche d'oxydes en surface, ce qui risquait de mélanger ces oxydes avec le bain.
- Dégazage du bain. Le bain de composite liquide n'a pas été dégazé. Les techniques conventionnelles de dégazage se sont montrées inefficaces sur le composite F3K10S. En effet, étant donné la plus haute viscosité du composite liquide, le dégazage n'assure pas la suppression complète des bulles d'air emprisonnées dans le bain et des particules SiC peuvent également être supprimées.
- Le bain n'a pas été désoxydé par flux, étant donné le risque de voir le flux piéger les particules SiC.
- Le chauffage et le maintien en température ont été effectués sous gaz inerte (argon ou azote) afin de limiter l'oxydation du bain. La présence d'oxydes dans le bain, et l'impossibilité de désoxyder, reste un des problèmes majeurs de l'élaboration des composites Al-SiC de fonderie.
- L'écémage avant la coulée a été effectué afin d'éviter l'entraînement d'oxydes dans le moule.
- Le système de coulée doit éviter au maximum les turbulences du métal liquide à l'entrée du moule, qui peuvent conduire à la présence d'oxydes et de microretassures dans la pièce. L'adjonction de filtres contribue au contrôle de l'écoulement. Des pièges à bulles d'air peuvent être disposés pour éliminer au maximum les bulles d'air créées lors de la coulée du métal. La réalisation d'un bon système de coulée est la condition indispensable pour l'obtention de pièces moulées de géométrie complexe [110].

La figure II.2 montre le schéma du système de coulée utilisé pour l'élaboration des barreaux pour notre étude. Le chenal de coulée incliné permet de limiter les turbulences lors de la coulée. Le canal d'attaque, de faible section, se solidifie rapidement, isolant ainsi

le barreau du chenal de coulée, afin d'éviter la montée d'oxydes ou de bulles d'air. La compensation du retrait volumétrique du barreau est assurée par l'alimentation en métal liquide provenant d'une masselotte de grand volume. Ce système de coulée, éprouvé dans de nombreuses fonderies pour l'élaboration de barreaux "test", garantit une bonne santé métallurgique du barreau.

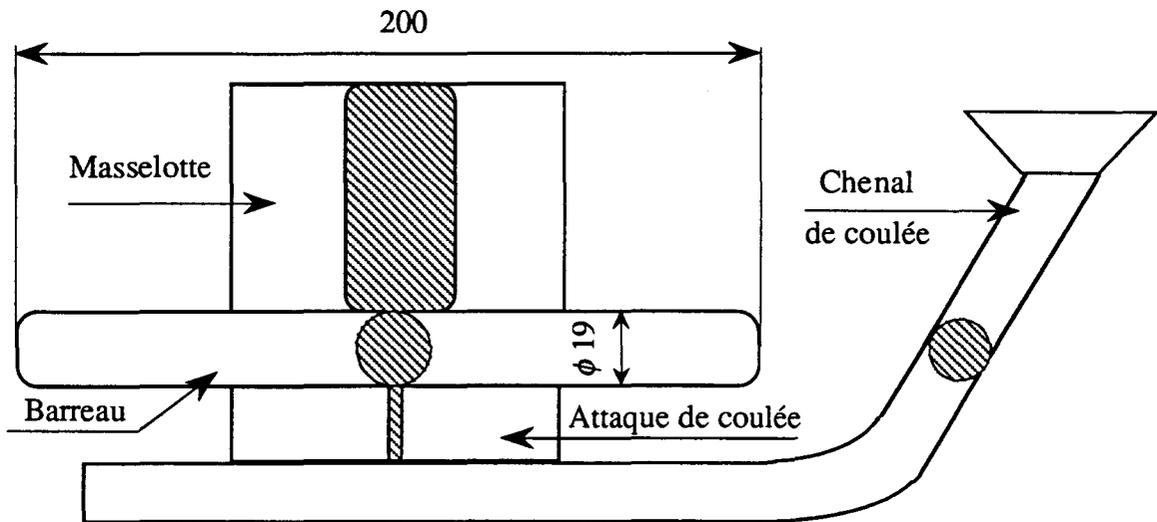


Figure II.2 : Schéma du système de coulée des barreaux de composite et d'alliage non renforcé

La coulée d'alliage non renforcé a été dégazée et les deux matériaux ont été coulés par gravité dans un moule métallique (moulage en coquille) chauffé à 250°C pour obtenir des éprouvettes suivant la norme ASTM B108 [116]. La figure II.3 montre l'allure des deux types de barreaux de composite et d'alliage non renforcé, après élaboration, et après décochage et ébarbage. Les éprouvettes de traction monotone et de fatigue oligocyclique seront usinées dans ces barreaux.

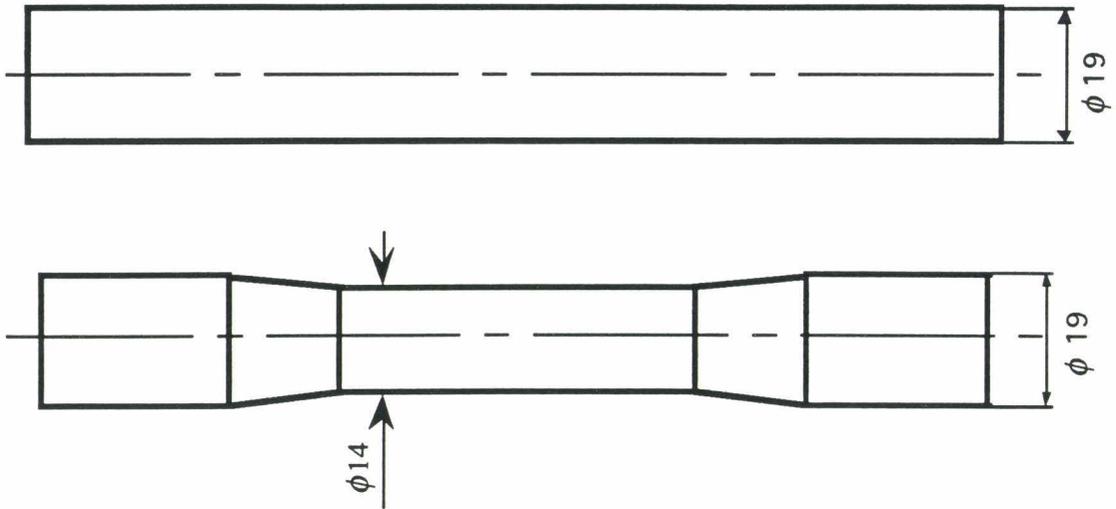


Figure II.3 : Schéma des deux types de barreaux de composite et d'alliage non renforcé avant usinage

II.5. Compositions chimiques

Le tableau II.2 regroupe les compositions chimiques relatives à l'alliage A-S10U3NG non renforcé et au composite F3K10S, mesurées à l'aide d'un spectromètre à étincelles.

Matériau	Al	Si	Cu	Ni	Mg	Mn	Fe	Ti
A-S10U3NG	84,45	10,15	3,15	0,97	0,85	0,007	0,16	0,02
F3K10S	76,21	-	2,82	1,12	1,18	0,007	0,13	0,09
F3K10S (selon Duralcan)	-	9,5 - 10,5	2,8 - 3,2	1 - 1,5	0,8 - 1,2	-	0,3 maxi	0,2 maxi

Tableau II.2 : Compositions chimiques (% pds)

La teneur en Si du composite n'a pas pu être évaluée, étant donnée la présence des particules SiC.

On remarque que les teneurs en éléments d'alliages, mesurées à la fois pour l'alliage non renforcé et le composite, sont comprises dans les fourchettes indiquées par Duralcan pour le composite.

Une teneur faible en fer (< 0,2%) [117] doit limiter la formation de composés fragiles type Al-Fe-Si ou autres. Ces composés, sites de concentration de contraintes sous sollicitations mécaniques, se rompent en effet par clivage.

II.6. Traitements thermiques

II.6.1. But des traitements thermiques

Le traitement thermique habituellement réalisé sur les alliages d'aluminium de type A-SUG consiste en un traitement de type T6 : mise en solution de l'alliage (MS) suivie d'une trempe à l'eau (TE), puis vieillissement accéléré (V).

La mise en solution par maintien de 8h à température élevée ($\approx 500^{\circ}\text{C}$) de l'alliage ou du composite a pour but d'homogénéiser les éléments Si, Mg, Cu dans l'aluminium, de rendre globulaire le silicium et de dissoudre les précipités grossiers d' Al_2Cu et d'Al-Cu-Mg-Si formés au cours de l'élaboration. La trempe à l'eau permet de maintenir les dendrites de solution solide dans un état sursaturé (métastable). Le vieillissement à la température de 175°C permet la décomposition et la précipitation à une échelle sub-microscopique des zones de Guinier-Preston, des précipités d' Al_2Cu et de Mg_2Si ainsi que d'autres précipités plus complexes, qui confèrent à l'alliage des propriétés mécaniques élevées, notamment à haute température [118].

II.6.2. Mise en solution - Analyse Thermique Différentielle

La première étape, dans la détermination des conditions de traitement thermique, a été de définir la température de mise en solution.

Des analyses thermiques différentielles (ATD) ont été réalisées afin de déterminer, de manière précise, la température de mise en solution de l'alliage A-S10U3NG et du composite F3K10S. Il s'agissait notamment de choisir entre deux conditions de mise en solution : 493°C pendant 8h (suivant les recommandations d'un document Duralcan datant du 10-1990) ou 516°C pendant 8h (suivant les recommandations d'un document Duralcan datant du 06-1992). Ce choix est particulièrement important, puisque la température de mise en solution doit être suffisamment élevée pour permettre l'homogénéisation, mais pas trop, pour éviter les risques de brûlure du matériau.

Si la température de mise en solution est a priori indéfinie, une durée de mise en solution classiquement fixée à 8 heures est suffisamment longue pour permettre une mise en solution complète.

II.6.2.1. Principe de l'analyse thermique différentielle

L'analyse thermique différentielle permet de mettre en évidence les échanges exothermiques ou endothermiques qui accompagnent les changements de structure, lors d'une montée en température. Ces échanges sont caractérisés par la différence de température entre l'échantillon et un échantillon étalon qui ne possède pas de point de transformation métallurgique dans le domaine de température étudié.

II.6.2.2. Installation expérimentale

Pour ces analyses, l'étalon utilisé était de l'aluminium A5, aluminium quasi-pur qui possède une capacité calorifique voisine de l'alliage étudié. Un thermocouple différentiel mesure la différence de température, $\Delta\theta$, entre l'échantillon et l'étalon ; un second thermocouple mesure la température, θ , de l'étalon. Les données sont ensuite envoyées sur un enregistreur à deux voies qui donne les évolutions de θ et $\Delta\theta$ en fonction du temps t : $\theta = f(t)$ et $\Delta\theta = g(t)$ (voir figure II.4).

Afin d'éviter toute dérive de température au niveau du thermocouple différentiel, l'échantillon étudié et l'étalon avaient sensiblement la même forme et possédaient la même masse (1,5g), à 0,05 g près. La vitesse de montée en température du four était de l'ordre de 300°C/heure et était voisine de la vitesse de refroidissement. Ces vitesses de chauffage et de refroidissement étaient suffisamment lentes et la taille des échantillons suffisamment petite pour que les températures dans l'échantillon et dans l'échantillon étalon, puissent être considérées comme uniformes.

Les traitements de mise en solution à 493°C et 516°C ont été réalisés dans des fours Adamel garantissant une précision en température inférieure à $\pm 5^\circ\text{C}$ [119].

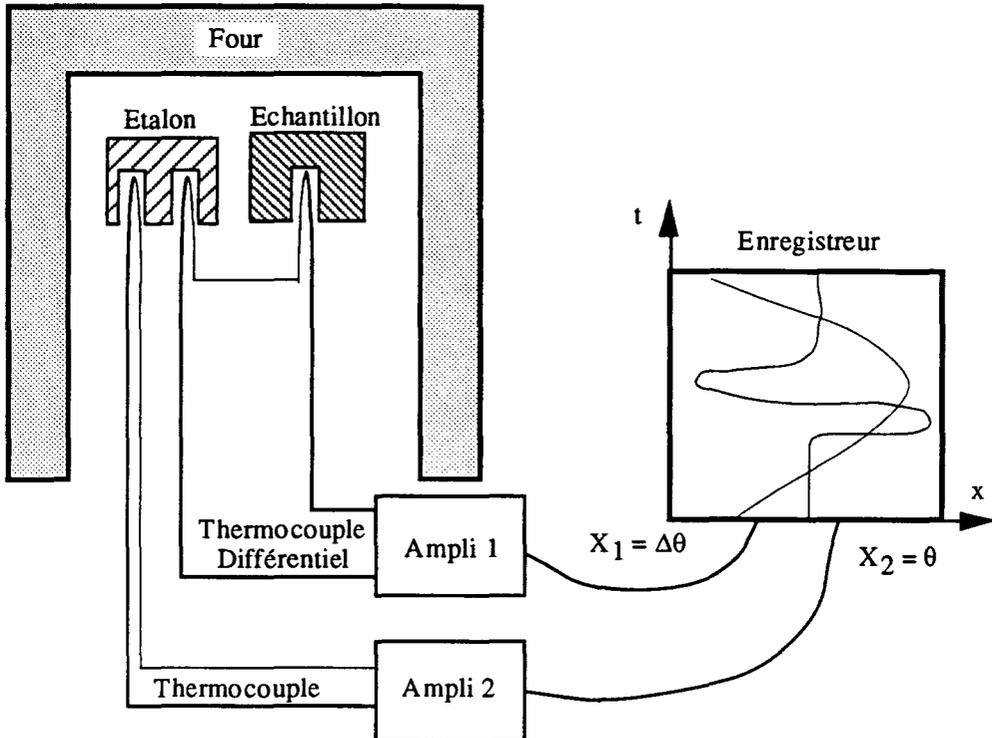


Figure II.4 : Schéma de l'installation d'Analyse Thermique Différentielle

II.6.2.3. Analyse thermique différentielle de l'alliage non renforcé A-S10U3NG

La figure II.5 montre les courbes obtenues dans le cas de l'alliage A-S10U3NG à l'état brut de fonderie et après mise en solution puis trempe. La courbe $\Delta\theta = g(t)$, pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé à l'état brut de fonderie, met nettement en évidence un premier pic vers 515°C, puis le début de fusion qui se produit vers 530°C. L'allure de la courbe $\Delta\theta = g(t)$, pour l'alliage A-S10U3NG après mise en solution 8h à 493°C suivie d'une trempe à l'eau montre que le pic précédemment observé sur l'alliage à l'état brut de fonderie aux environs de 515°C, a disparu. On retrouve en revanche le même pic de début de fusion à 530°C.

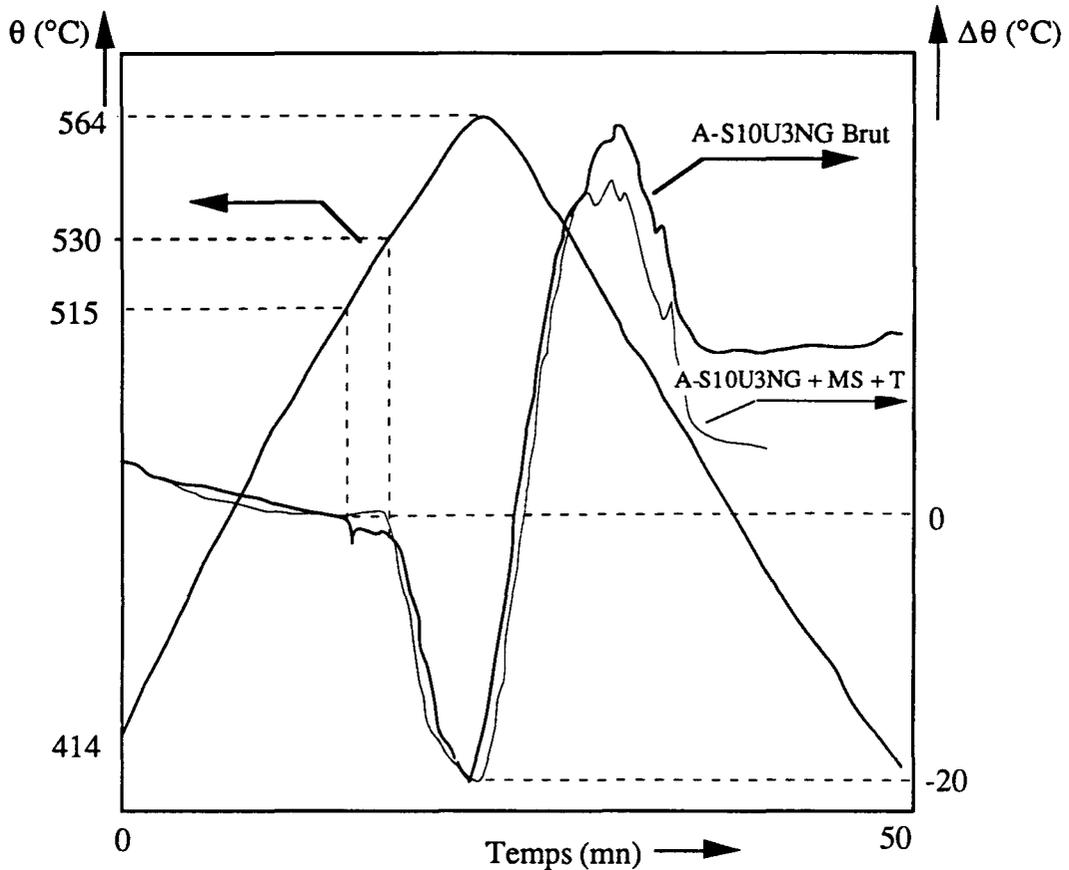


Figure II.5 : ATD • A-S10U3NG avec MS 8h 493°C + T. Eau / Aluminium A5
 • A-S10U3NG brut de fonderie / Aluminium A5

Afin de confirmer la température de 515°C du premier pic, la même étude a été menée sur l'alliage A-S10U3NG à l'état brut de fonderie, à l'INSA de Lyon, par Mr Pr. MERLE. L'échantillon étalon était de l'aluminium A9 ; la vitesse de montée en température était de 20°C par minute. De la même manière, la courbe obtenue faisait apparaître un premier pic vers 512°C. Cette étude confirmait donc les résultats que nous avons obtenus.

II.6.2.4. Analyse thermique différentielle du composite F3K10S

La même étude a été réalisée sur le composite F3K10S (A-S10U3NG + 10% Vol. SiC_p), à l'état brut de fonderie, après mise en solution à 493°C pendant 8h + trempe à l'eau, et après mise en solution à 516°C pendant 8h + trempe à l'eau.

Les résultats expérimentaux sont présentés sur la figure II.6. Le composite à l'état brut de fonderie montre un comportement tout à fait analogue à celui de l'alliage non renforcé dans le même état : premier pic vers 513°C, second à 530°C. Comme pour l'alliage non

renforcé, le pic à 513°C a disparu sur le composite F3K10S après mise en solution à 493°C + TE ou à 516°C + TE.

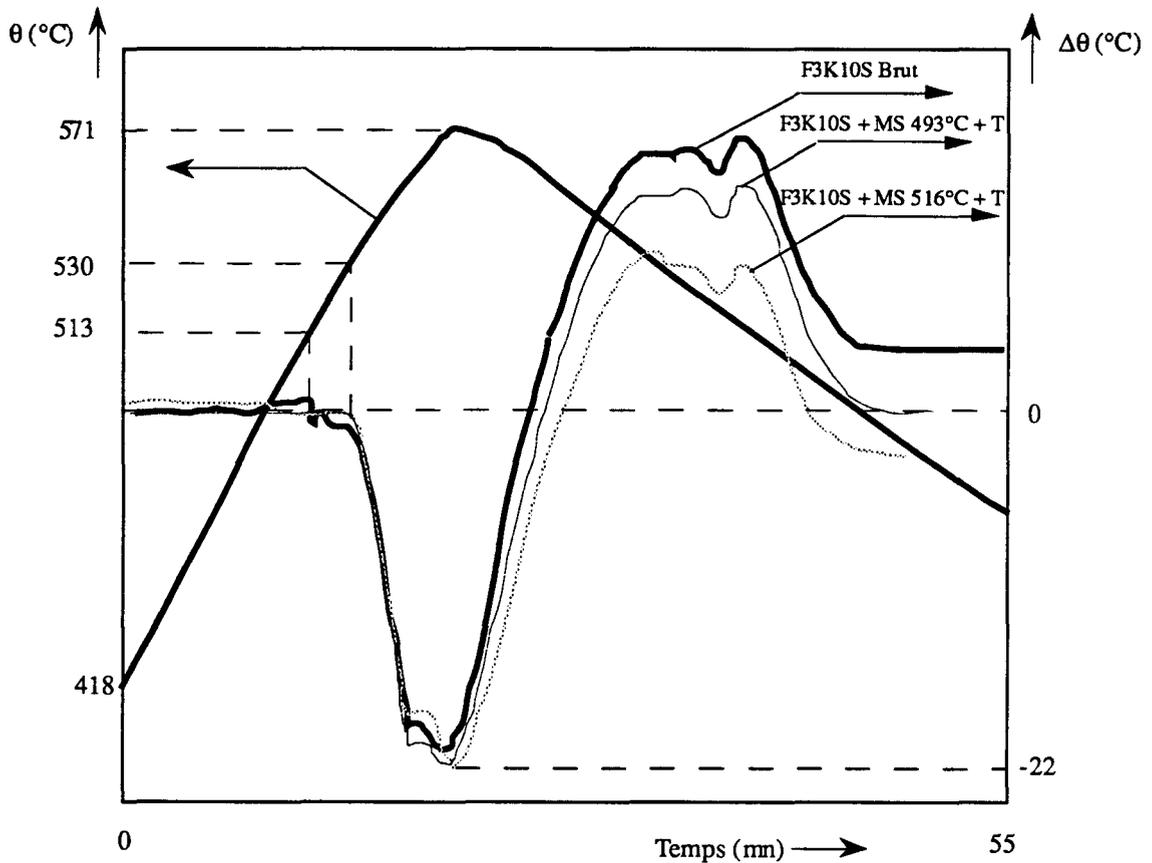


Figure II.6 : ATD • F3K10S avec MS 8h 493°C + T. Eau / Aluminium A5
 • F3K10S avec MS 8h 516°C + T. Eau / Aluminium A5
 • F3K10S brut de fonderie / Aluminium A5

II.6.2.5. Discussion et conclusion sur les analyses thermiques différentielles

Le premier pic observé vers 515°C sur l'état brut de fonderie révèle la présence, après solidification à partir de l'état liquide, de composés eutectiques complexes. Il s'agit probablement de l'eutectique ternaire Al-Si-Al₂Cu et d'autres eutectiques quaternaires ou plus complexes encore, qui ont des températures de fusion plus faibles que l'eutectique binaire Al-Si.

Le traitement de mise en solution de l'alliage non renforcé A-S10U3NG permet de dissoudre l'Al₂Cu, l'Al-Cu-Mg-Si et d'autres composés contenant du nickel, et d'homogénéiser les dendrites de solution solide en éléments Si, Mg et Cu.

La température de mise en solution ne doit pas être trop élevée pour éviter la brûlure, qui correspond à la refusion d'eutectiques, notamment au niveau des joints de grains, et qui conduit à des propriétés mécaniques statiques, mais surtout dynamiques, faibles. Ce phénomène de brûlure est très difficile à mettre en évidence par examen micrographique, sauf si la brûlure est très intense et si le plan de coupe passe par une zone brûlée. Dans ce cas, on remarque des joints de grains marqués et des petites zones correspondant à des refusions locales. L'observation, à l'oeil ou à la loupe binoculaire, du faciès de traction monotone est le moyen le plus efficace pour mettre en évidence le phénomène de brûlure, car la rupture sera localisée à l'endroit où la brûlure s'est manifestée [118].

Afin d'éviter la refusion des eutectiques complexes, et étant donné la précision en température des fours industriels de traitement thermique, une température de $515 - 20 = 495^{\circ}\text{C}$ doit être utilisée. Par exemple, dans le cas de l'alliage A-S5U3G, le palier des eutectiques ternaires et complexes est situé vers 515°C ; la température de mise en solution généralement préconisée est de $495-500^{\circ}\text{C}$, en accord avec la démarche adoptée ici [120].

De même que pour l'alliage non renforcé, le maintien pendant 8 h à 493°C du composite permet effectivement de faire disparaître le pic à 515°C , donc d'obtenir la mise en solution totale.

Ces études confirment les résultats de la bibliographie, à savoir que dans le cas des composites à matrice métallique Al-SiC, les conditions de mise en solution (température et durée) appliquées à l'alliage non renforcé sont valables également pour les composites, étant donné que les renforts SiC n'interviennent pas aux températures habituelles de mise en solution.

Les analyses thermiques différentielles conduisent bien à l'utilisation d'une mise en solution identique pour l'alliage non renforcé et le composite, qui consiste en un maintien de 8 heures à 493°C .

II.6.3. Vieillissement accéléré

Le choix de la durée de vieillissement doit permettre de se situer au maximum de dureté tout en évitant une diminution de ductilité trop importante du composite par rapport à l'alliage non renforcé. L'étude du vieillissement accéléré a pour but d'une part de déterminer la durée de vieillissement correspondant au maximum de dureté et d'autre part de déterminer l'évolution des propriétés mécaniques en fonction du temps de vieillissement.

La température de vieillissement de 175°C, proposée par Duralcan, a été adoptée ici.

II.6.3.1. Détermination de la durée de vieillissement par macro-dureté

La figure II.7 montre l'évolution de la macrodureté HV(20) en fonction du temps de maintien à 175°C (four à bain d'huile) de l'alliage A-S10U3NG non renforcé (MS 8h 493°C + TE) et du composite F3K10S (MS 8h 493°C + TE et MS 8h 516°C + TE). Ce vieillissement a été réalisé immédiatement après la trempe.

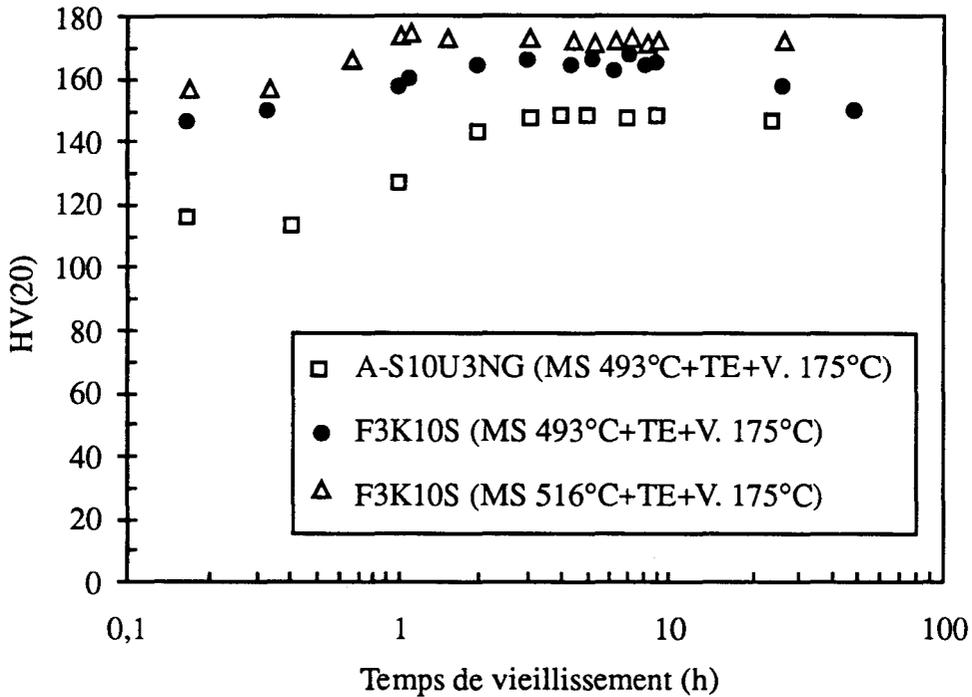


Figure II.7 : Evolution de la macro-dureté HV20 en fonction du temps de vieillissement à 175°C. (MS : Mise en Solution ; TE : Trempe à l'eau ; V. : Vieillessement)

Nous observons, conformément aux résultats de la bibliographie, une accélération de la cinétique de précipitation et une augmentation du maximum de dureté du composite F3K10S (avec mise en solution à 493 ou 516°C) par rapport à celles de sa matrice de base A-S10U3NG. Les duretés maximales sont respectivement HV(20) = 148 pour l'alliage non renforcé (après 5 heures de vieillissement), HV(20) = 167 pour le composite avec mise en solution à 493°C (dureté maximale obtenue dès 1 h 30 - 2 h de vieillissement) et HV(20) = 175 pour le composite avec mise en solution à 516°C (après 1 h de vieillissement).

On note aussi une augmentation de la cinétique de précipitation en ce qui concerne le composite ayant subi une mise en solution à 516°C, par rapport au composite avec mise en

solution à 493°C. Ce phénomène peut s'expliquer par le plus grand nombre d'éléments remis en solution à 516°C, ce qui s'accompagne d'un durcissement lors du vieillissement.

Il est à noter par ailleurs que les propriétés de macro-dureté sont insensibles aux phénomènes de brûlure qui peuvent apparaître lors de la mise en solution à 516°C. C'est pourquoi il est indispensable d'analyser conjointement les ATD et les courbes de macrodureté en fonction du temps de vieillissement, afin de déterminer le traitement thermique optimal.

Pour les trois courbes, la durée de vieillissement de 5h à 175°C préconisée par Duralcan pour le composite permet de se situer sur le "plateau" du maximum de dureté. Si la dureté maximale est obtenue après 4-5h de vieillissement à 175°C pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé, cette durée est ramenée à 1h30-2h pour le composite F3K10S avec mise en solution à 493°C et à 1h pour le composite après mise en solution à 516°C.

II.6.3.2. Évolution des propriétés mécaniques en fonction du temps de vieillissement

Etant donné l'allure très aplatie, à partir d'un certains temps, des courbes de dureté en fonction de la durée de vieillissement du composite, la durée optimale du vieillissement à 175°C doit aussi être déterminée à la lumière des propriétés mécaniques monotones, et notamment de la ductilité, qui sera un critère essentiel dans le cas du composite.

Afin d'optimiser la durée de vieillissement, des essais de traction monotone ont été réalisés sur le composite F3K10S après vieillissement à 175°C de différentes durées : 1 h, 1 h 30, 2 h, 2 h 40 et 5 h (tableau II.3). Ces durées de vieillissement nous permettent de nous situer sur le plateau du maximum de dureté (figure II.7).

Les conditions d'essais seront décrites au paragraphe III.1.

Comme le montre la figure II.8, la durée de vieillissement a peu d'influence sur le module d'Young, qui vaut environ 93000 MPa.

La figure II.9 montre l'évolution de $R_{e0,02}$, $R_{e0,2}$ et R_m en fonction de la durée de vieillissement à 175°C. Elle fait apparaître une augmentation importante de la limite d'élasticité à 0,02 % d'environ 20 MPa par heure de vieillissement dans la plage étudiée. L'évolution de $R_{e0,2}$ est semblable à celle de $R_{e0,02}$ mais plus importante jusqu'à des temps de vieillissement de 2h (l'augmentation est d'environ 50 MPa entre 1 h et 2 h de vieillissement). En revanche, le comportement fragile du composite ne permet pas de définir la limite d'élasticité à 0,2 % au-delà de 2 heures de vieillissement, le composite se

rompant avant d'atteindre 0,2 % de déformation plastique. La résistance à rupture R_m est en revanche quasiment constante (de l'ordre de 300 MPa) quelle que soit la durée de vieillissement.

La figure II.10 montre l'évolution de l'allongement à rupture en fonction de la durée de vieillissement avec une chute de ductilité entre 1 h et 5 h de vieillissement.

Matériaux	E (MPa)	$R_{e0,02}$ (MPa)	$R_{e0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A%
F3K10S (1 h à 175°C)	91500	166	254	293	0,48
F3K10S (1,5 h à 175°C)	91800	185	272	291	0,29
F3K10S (2 h à 175°C)	96 200	204	298	298	0,2
F3K10S (2 h 40 mn à 175°C)	95 900	211	-	295	0,18
F3K10S (5 h à 175°C)	93 000	248	-	312	0,12

Tableau II.3 : Propriétés mécaniques monotones du composite F3K10S en fonction du temps de vieillissement à 175°C après mise en solution à 493°C pendant 8 h et trempe à l'eau.

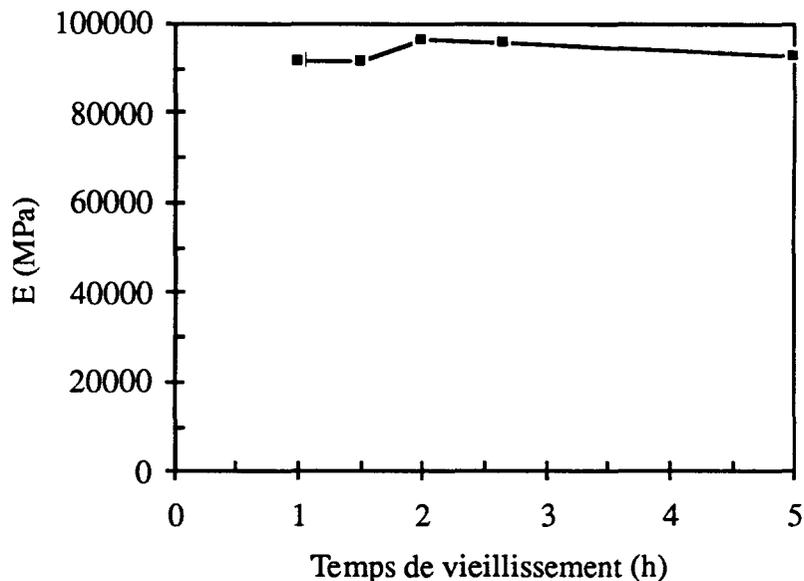


Figure II.8 : Module d'Young E en fonction du temps de vieillissement pour un composite F3K10S après mise en solution 8 h à 493°C et trempe à l'eau.

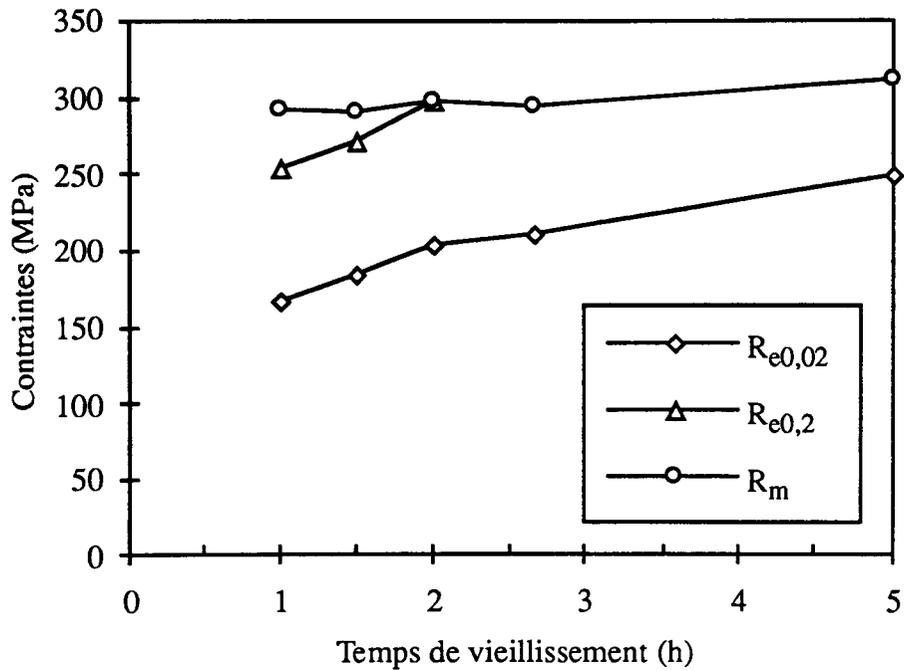


Figure II.9 : $R_{e0,02}$, $R_{e0,2}$ et R_m en fonction du temps de vieillissement pour un composite F3K10S après mise en solution 8 h à 493°C et trempe à l'eau.

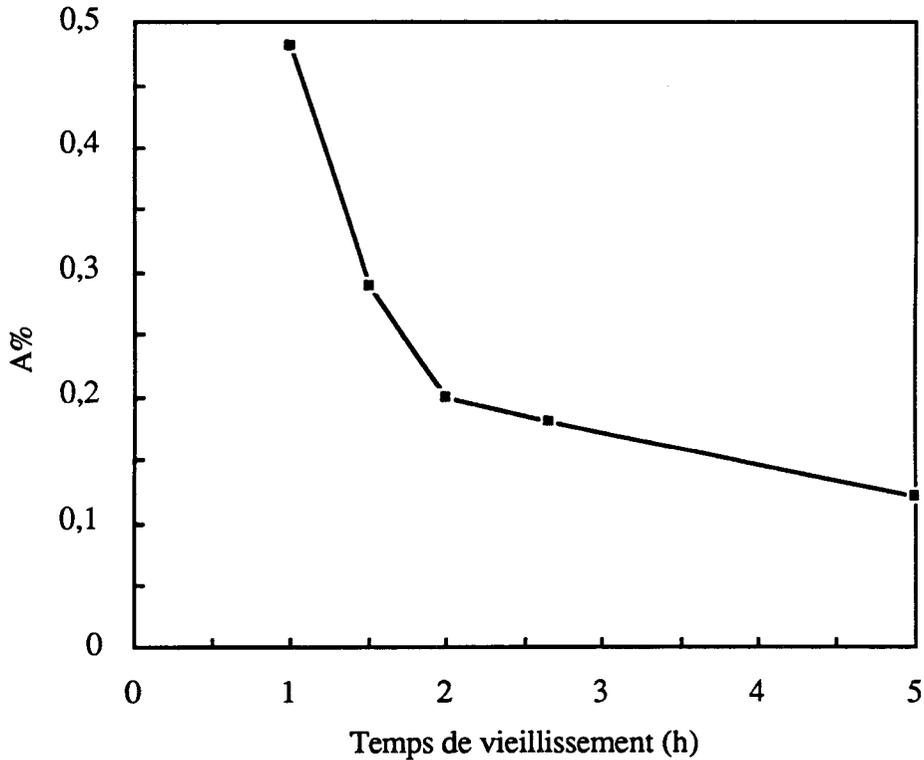


Figure II.10 : Evolution de A% en fonction du temps de vieillissement pour un composite F3K10S après mise en solution 8 h à 493°C et trempe à l'eau.



II.6.3.3. Discussion et conclusion sur le choix de la durée de vieillissement

On remarque que l'allongement à rupture est faible (moins de 0,5 % pour une durée de vieillissement de 5 h) et diminue en fonction du temps de vieillissement. Par conséquent, une durée de vieillissement de 5 heures proposée par Duralcan permet de se situer effectivement au maximum de dureté mais conduit à une extrême fragilité du matériau ($A\% = 0,12\%$). Par exemple, une durée de vieillissement de 1h contre 5h permettrait ainsi une augmentation de 400 % de l'allongement à rupture (tout en restant très faible !)

Afin de conserver une ductilité comparable pour le composite et l'alliage non renforcé ($A\% = 0,27\%$ pour l'alliage non renforcé, pour une durée de vieillissement de 5 h à 175°C), la durée de vieillissement du composite a par conséquent été choisie à 1 h 30 mn. Nous obtenons alors un allongement à rupture $A\%$ très voisin ($A\% = 0,27\%$) pour le composite et l'alliage non renforcé, tout en se situant sur le plateau du maximum de dureté sur la courbe de vieillissement.

Il est à noter néanmoins que l'état de précipitation (nombre et taille des précipités) est peut être différent entre la matrice et le composite.

II.6.4. Conclusion sur le choix du traitement thermique

Les différentes études menées ci-dessus ont permis de déterminer les conditions de traitement thermique à adopter pour obtenir le maximum de dureté après vieillissement et une ductilité comparable entre l'alliage non renforcé et le composite.

L'analyse thermique différentielle a conduit au choix d'une température de mise en solution de 493°C, qui évite tout phénomène de brûlure.

L'évolution de la macro-dureté en fonction de la durée de vieillissement à 175°C sur le composite avec mise en solution à 493°C a montré l'existence d'un plateau de maximum de dureté dès 1h de vieillissement.

L'étude des propriétés de traction monotone a permis de fixer une durée de vieillissement correspondant à une ductilité comparable entre le composite et l'alliage non renforcé, à savoir une durée de 1 h 30.

Les conditions de traitement thermique T6 finalement adoptées sont :

Alliage non renforcé : A-S10U3NG

- mise en solution 8h à 493 °C,***
- trempe à l'eau,***
- vieillissement accéléré pendant 5h à 175 °C (immédiatement après la trempe)***

Composite : F3K10S

- mise en solution 8h à 493 °C,***
- trempe à l'eau,***
- vieillissement accéléré pendant 1h 30 mn à 175 °C (immédiatement après la trempe)***

II.7. Etude microstructurale

Le but de l'étude microstructurale est, d'une part, de caractériser la microstructure de l'alliage A-S10U3NG non renforcé et du composite F3K10S (répartition des renforts et nature des précipités formés...) et, d'autre part, de déterminer la distribution en taille et en forme des particules SiC dans le composite. Pour cela des observations au microscope optique et au microscope électronique à balayage ont été réalisées. Une étude par analyse thermique a permis de déterminer l'état d'affinage et de modification des deux matériaux. Une étude par analyse d'image permet de déterminer les caractéristiques géométriques des particules SiC.

II.7.1. Microstructures de l'alliage A-S10U3NG non renforcé et du composite F3K10S

II.7.1.1. Observations microstructurales

L'élaboration de l'alliage A-S10U3NG non renforcé a conduit à l'obtention d'un matériau sain, exempt de tout défaut et en particulier de microretassures, alors que le composite présentait quelques défauts comme des microretassures ou des inclusions.

La figure II.11 montre les microstructures de l'alliage A-S10U3NG non renforcé et du composite F3K10S observées au microscope optique.

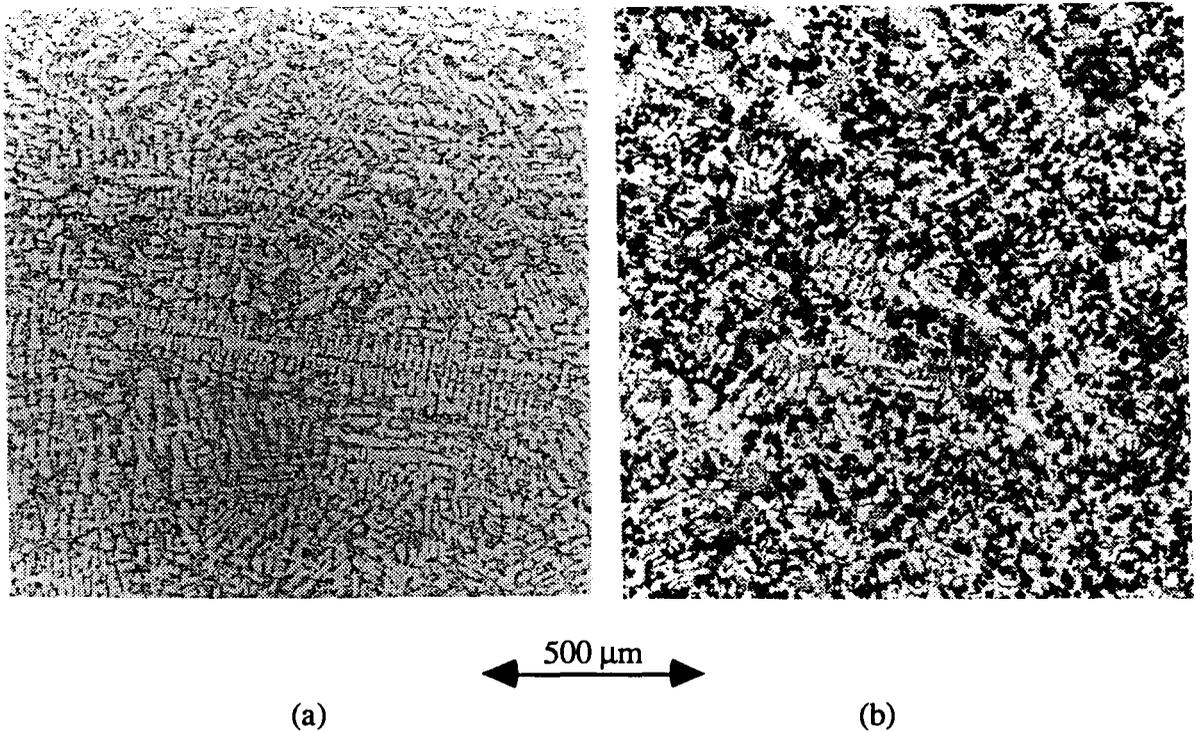


Figure II.11 : Microstructures de l'alliage A-S10U3NG non renforcé (a) et du composite F3K10S (b), à l'état T6, observées en microscopie optique.

Sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé (figure II.11-a), on observe clairement la structure dendritique avec des dendrites aciculaires très allongées. Cette structure traduit une vitesse de refroidissement très élevée dans le barreau. La figure II.11-b montre la microstructure du composite F3K10S où on observe, à cette échelle, une répartition macroscopiquement homogène des renforts SiC dans la matrice. On note également la structure dendritique plus fine de la matrice dans le composite par rapport à l'alliage non renforcé, avec des îlots dendritiques sans particules SiC. A plus fort grossissement, on constate que la répartition des particules SiC est microscopiquement inhomogène avec des zones riches en renforts et des zones (dendrites) dépourvues de renforts. Les particules SiC semblent "s'enrouler" autour des dendrites de solution solide, dans la zone eutectique, dans l'espace interdendritique (figure II.12).

Les dendrites résultent directement de la germination et de la vitesse de solidification. Les dendrites sont les premières phases solides qui apparaissent lors du refroidissement. Elles se forment sur des germes qui peuvent provenir d'un traitement d'affinage par exemple. Leur croissance, au cours de la solidification, repousse les particules SiC dans les espaces interdendritiques, comme l'ont également remarqué de nombreux auteurs ([95],

[116], [121]) conduisant à une répartition microscopiquement hétérogène des renforts. Ce phénomène a été confirmé pour des vitesses de solidification allant de 4°C/s à 60°C/s, même si la structure plus fine obtenue à haute vitesse de refroidissement (60°C/s) donne une répartition plus homogène des renforts.

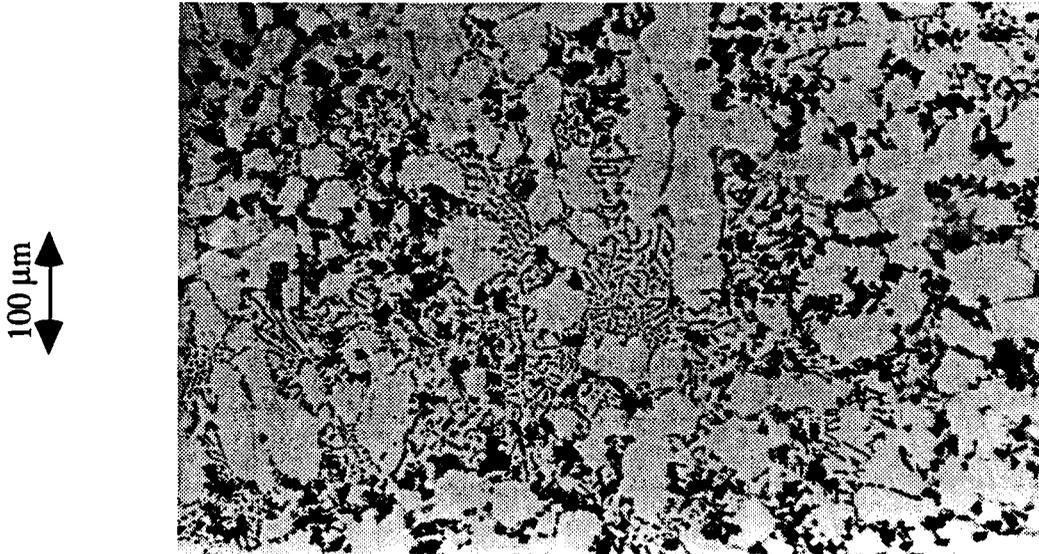


Figure II.12 : Microstructure du composite F3K10S, à l'état T6, en microscopie optique. Repoussage des particules SiC par les dendrites. Répartition microscopiquement inhomogène des particules SiC.

Une étude de la composition des dendrites a été réalisée par microanalyse, à l'aide du système d'analyse par diffraction X KEVEX à dispersion d'énergie (EDS) qui équipe notre microscope électronique à balayage. Le tableau II.4 montre les compositions moyennes des dendrites en éléments Al-Cu-Si-Mg déterminées à partir de cinq mesures.

Al (%)	Cu (%)	Si (%)	Mg (%)	Ni (%)
95,1 ± 0,3	2,9 ± 0,2	1,1 ± 0,3	0,9 ± 0,2	-

Tableau II.4 : Composition (% massique) des dendrites de solution solide d'aluminium, dans le composite F3K10S (moyenne de cinq mesures)

Les dendrites sont constituées principalement d'aluminium, avec de faibles teneurs en Cu, Si et Mg. On y constate l'absence des éléments Fe et Ni, qui se retrouvent donc sous forme de précipités combinés à d'autres éléments. Ces précipités se trouvent dans

l'eutectique, comme le montrent les observations au microscope électronique à balayage, en électrons rétrodiffusés (figure II.13).

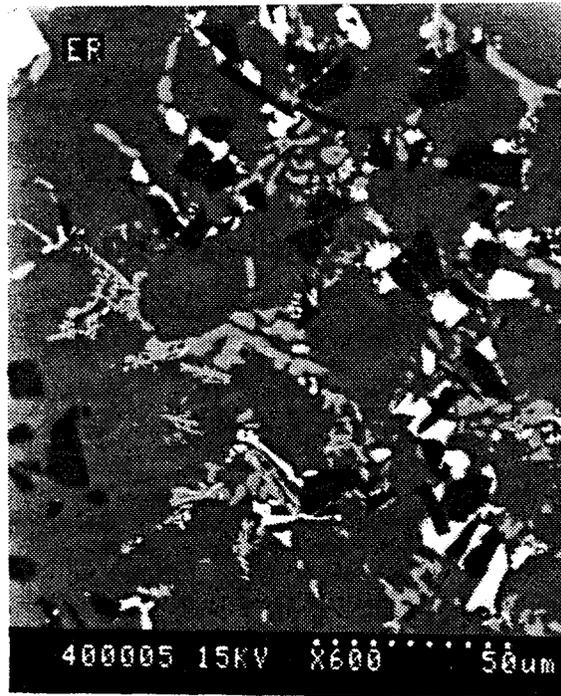


Figure II.13 : Microstructure du composite F3K10S, à l'état T6, observée au microscope électronique à balayage (ER). Particules SiC (noir), précipités de silicium (gris), précipités Al-Ni-Cu-Fe (blanc), aiguilles Al-Ni-Cu-Fe (gris).

Les particules SiC apparaissent en noir ; le silicium (gris clair) a une forme complexe, parfois allongée, parfois globulaire. On dénombre par ailleurs principalement trois autres types de précipités avec des formes variables, contenant chacun les éléments Al-Ni-Cu-Fe, mais avec des proportions différentes, et qui se distinguent par leur forme et leur couleur en ER. Etant donné la faible taille de ces précipités, une analyse quantitative n'a pu être réalisée. Les précipités contenant la plus grande proportion d'éléments lourds apparaissent en blanc (précipités Al-Ni-Cu-Fe). Ces précipités, qui apparaissent autour des particules SiC, ont une teneur en fer plus faible que les précipités en forme d'aiguille, dont la germination semble être associée aux précipités de Si, qui contiennent également les éléments Al-Ni-Cu-Fe. La figure II.14-a montre que des précipités d'Al-Ni-Cu-Fe (blanc) ont germé autour des particules SiC. La figure II.14-b montre aussi la présence de précipités contenant encore les éléments Al-Ni-Cu-Fe sous forme d'écriture chinoise, qui apparaissent vraisemblablement en fin de solidification contrairement aux précipités en forme d'aiguille qui peuvent apparaître en début de solidification [118].

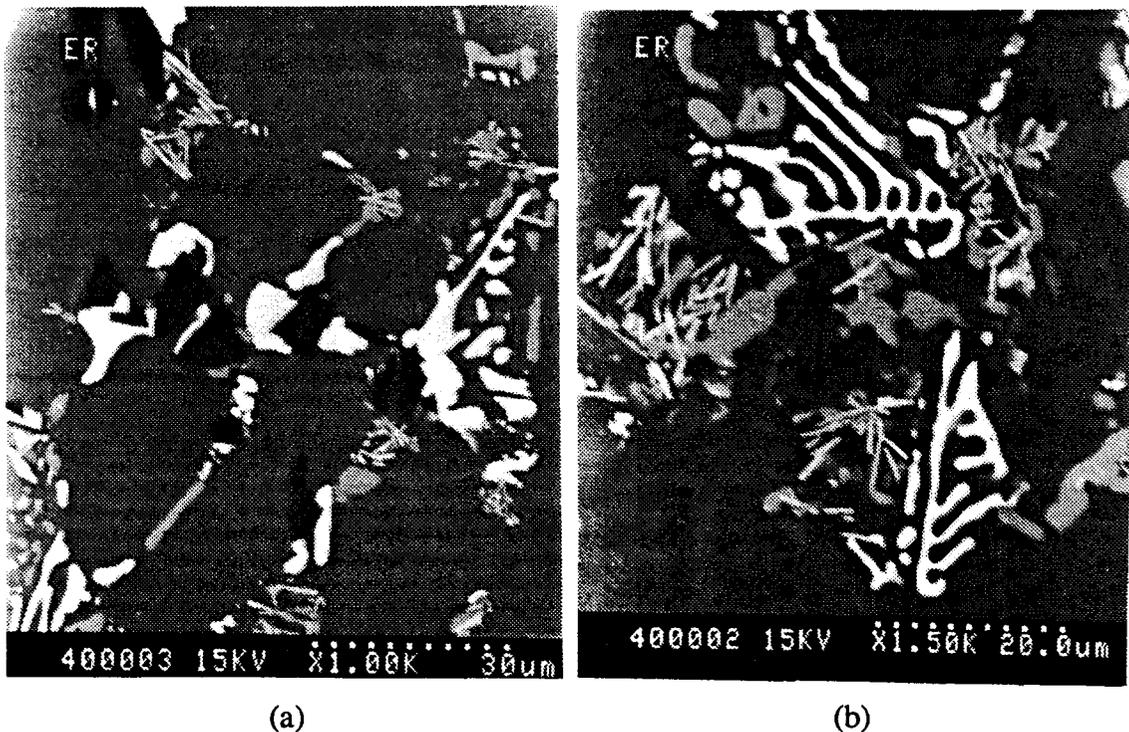
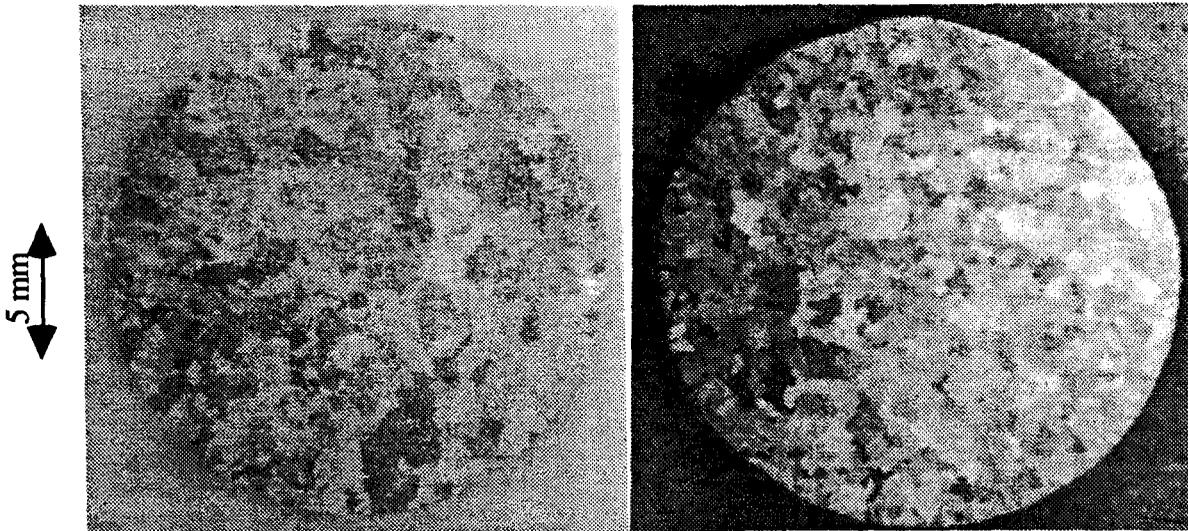


Figure II.14 : Microstructure du composite F3K10S, à l'état T6, au microscope électronique à balayage (électrons rétrodiffusés). (a) : précipités Al-Ni-Cu-Fe (blanc) autour des particules SiC ; (b) précipités Al-Ni-Cu-Fe en écriture chinoise (blanc), aiguilles Al-Ni-Cu-Fe (gris) et précipités de Si (gris).

D'autres précipités responsables du durcissement de la matrice par précipitation, comme les précipités de Mg_2Si ou d' Al_2Cu , n'ont pu être détectés ici étant donné leur faible taille. Les différents précipités, constitués des éléments Al-Ni-Cu-Fe ont en revanche une taille trop importante pour provoquer un durcissement via un mécanisme d'interaction avec les dislocations. Leur rôle est donc d'améliorer la stabilité de la matrice en température, notamment en ce qui concerne l'élément Ni [105]. Les précipités en forme d'aiguille contenant beaucoup de fer risquent d'être néfastes pour les propriétés mécaniques, de part les risques de clivage. De même, la présence des précipités Al-Ni-Cu-Fe (blancs), au voisinage des particules SiC, risque de favoriser des décohésions matrice/renfort.

II.7.1.2. Taille de grain

La figure II.15 montre la taille de grain, après attaque macrographique au réactif de Keller (1% acide fluorhydrique, 1,5% acide chlorhydrique, 2,5% acide nitrique dans de l'eau), sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le composite F3K10S. On observe une taille de grain plus grande sur l'alliage non renforcé.



(a)

(b)

Figure II.15 : Tailles de grain de l'alliage A-S10U3NG non renforcé (a) et du composite F3K10S (b) (attaque macrographique au réactif de Keller)

Dans les alliages d'aluminium de fonderie, le grain est défini comme l'ensemble dendrite + solution solide qui l'entoure. Une taille de grain plus petite traduit donc un nombre de germes, support de la solidification, plus important, conduisant à une taille de dendrite plus fine. Une faible taille de grain, comme celle observée sur le composite F3K10S, est favorable aux propriétés mécaniques.

II.7.1.3. Analyse thermique

Une analyse thermique a été réalisée sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le composite F3K10S, afin de mettre en évidence l'état d'affinage (présence de germes au début de la solidification) et de modification (modification au strontium) des deux matériaux. Elle a pour but d'expliquer la taille des grains et la structure de l'eutectique observées sur l'alliage non renforcé et le composite.

II.7.1.3.1. Principe de l'analyse thermique

Le refroidissement à partir de l'état liquide des alliages Al-Si-Cu-Ni-Mg fait apparaître deux principaux paliers, dans un diagramme temps-température. Le premier palier de début de solidification ($\theta \approx 570^\circ\text{C}$) correspond à la solidification des dendrites de solution solide d'aluminium, dont la forme du palier dépend de l'état d'affinage de l'alliage ; le second palier ($\theta \approx 550^\circ\text{C}$) correspond à la solidification du liquide eutectique et dépend de l'état de modification au strontium de l'alliage. La figure II.16 montre l'allure théorique de la courbe

d'ATD obtenue et des deux paliers dans un diagramme temps-température, et définit les grandeurs permettant de les caractériser.

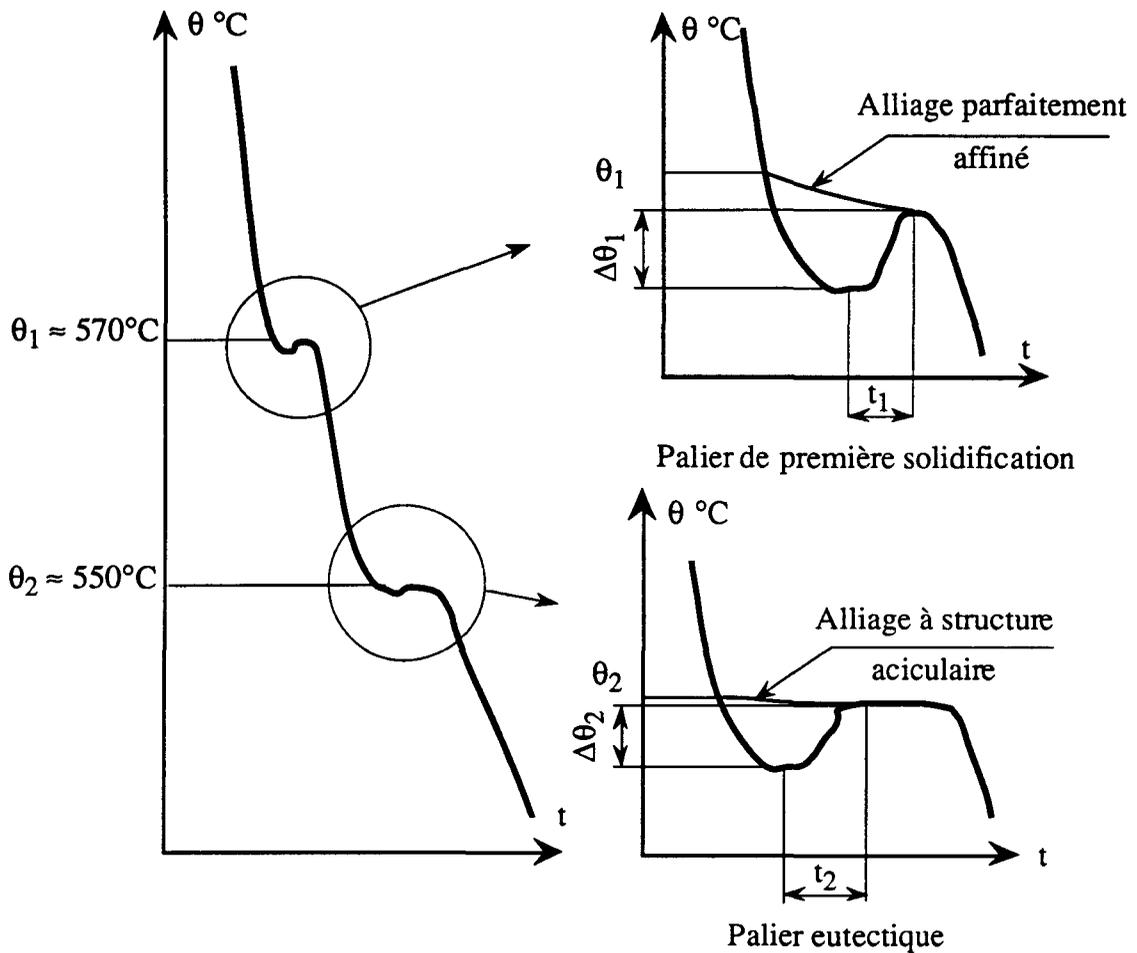


Figure II.16 : Allure du palier de début de solidification et du palier eutectique. [122]

θ_1 : température de début de solidification de l'alliage parfaitement affiné

θ_2 : température de solidification eutectique en l'absence de surfusion

t_1, t_2 : durée de la surfusion

$\Delta\theta_1, \Delta\theta_2$: amplitude de la surfusion apparente

Par exemple, un palier de début de solidification avec t_1 faible et $\Delta\theta_1$ faible traduit une structure parfaitement affinée, avec un grain fin, alors qu'une durée de surfusion t_1 importante correspond à un grain grossier. Un palier de solidification eutectique avec une durée de surfusion t_2 et une surfusion apparente $\Delta\theta_2$ faibles conduisent à une structure aciculaire de l'eutectique alors qu'une structure correctement modifiée fait apparaître une surfusion plus importante [122].

II.7.1.3.2. Etude expérimentale

La mesure des températures de l'alliage non renforcé et du composite était réalisée par deux thermocouples Chromel-Alumel, directement en contact avec le liquide, associés à une centrale d'acquisition AOIP-SAM20 et à un micro-ordinateur PC386. La fréquence d'enregistrement des données temps-température était d'une mesure par seconde (figure II.17). Les échantillons d'alliage non renforcé et de composite avaient une masse d'environ 100 g à 5% près. La vitesse de refroidissement dans la plage de température $600^{\circ}\text{C} < \theta < 500^{\circ}\text{C}$ était d'environ $30^{\circ}\text{C}.\text{mn}^{-1}$.

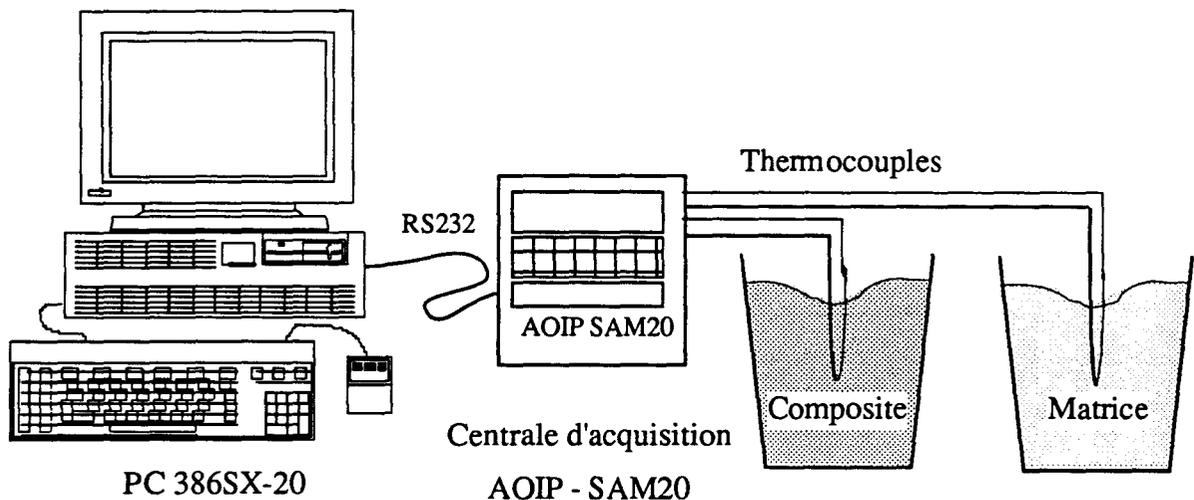


Figure II.17 : Schéma de l'installation d'Analyse Thermique

La figure II.18 montre les courbes temps-température obtenues sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et le composite F3K10S lors du refroidissement.

Sur le palier de première solidification, l'alliage non renforcé montre une amplitude de surfusion $\Delta\theta_1$ et une durée de surfusion t_1 plus importante que sur le composite F3K10S dont le palier est très peu marqué. L'alliage A-S10U3NG est donc sous-affiné alors que le composite F3K10S est correctement affiné, ce qui explique que la taille de grain observée sur le composite soit plus petite que sur l'alliage non renforcé. Les particules SiC ont donc un rôle affineur favorable lors de la solidification puisque le composite F3K10S n'a pas été affiné lors de la coulée. En revanche, le palier eutectique fait apparaître un bon état de modification sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé ($\Delta\theta_2$ et t_2 importants) alors qu'aucun palier n'est visible sur le composite F3K10S. Ceci conduit comme le montre la figure II.19, à une structure plus grossière de l'eutectique du composite par rapport à l'alliage non

renforcé, avec des cristaux de silicium plus grands et plus allongés (structure lamellaire), sachant que ces microstructures correspondent à une même vitesse de solidification (coulée en coquille, barreau ϕ 20 mm).

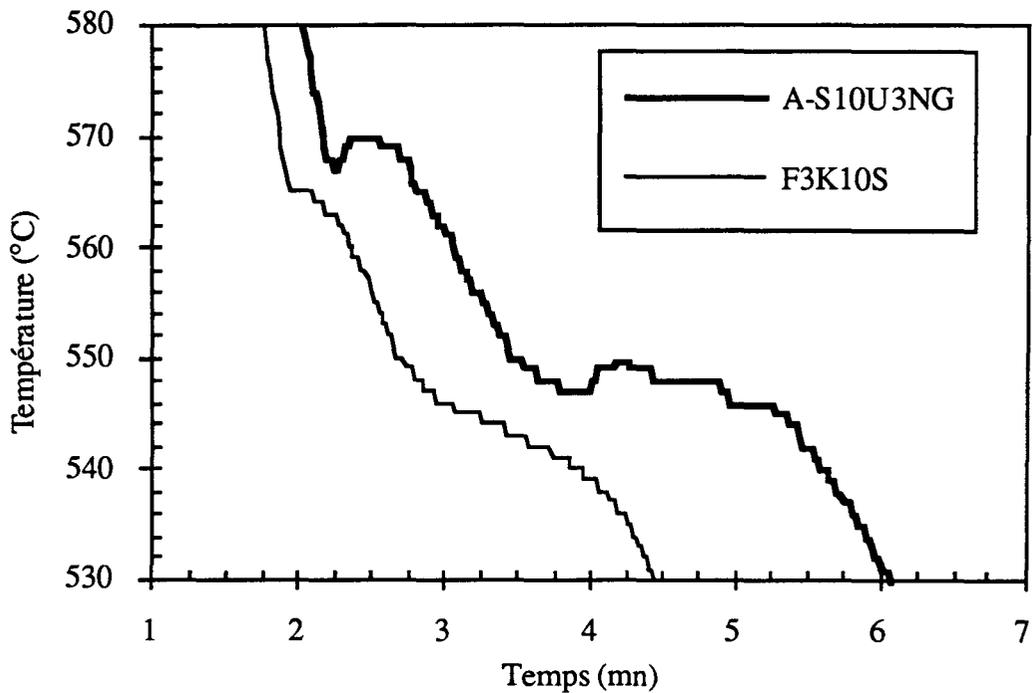


Figure II.18 : Courbes d'analyse thermique de l'alliage A-S10U3NG non renforcé et du composite F3K10S

II.7.1.4. Conclusion

Les observations microstructurales du composite F3K10S ont montré une répartition macroscopiquement homogène des particules SiC qui se situent dans les espaces interdendritiques à l'échelle microscopique. Les états de précipitation dans l'alliage non renforcé et dans le composite F3K10S sont complexes étant donné le nombre important d'éléments d'addition. Les nombreux précipités riches en éléments Al-Ni-Cu-Fe, présents sous différentes formes (gros précipités, aiguilles, écritures chinoises), risquent de se rompre par clivage ou de favoriser des décohésions matrice/renfort sous sollicitations mécaniques. Comme le suggèrent Dumant et al. [110], une diminution en éléments Ni et Cu et la suppression du Fe conduiraient à une microstructure plus favorable pour les propriétés mécaniques (ductilité et résistance à rupture), au détriment, certes, de la résistance mécanique à chaud.

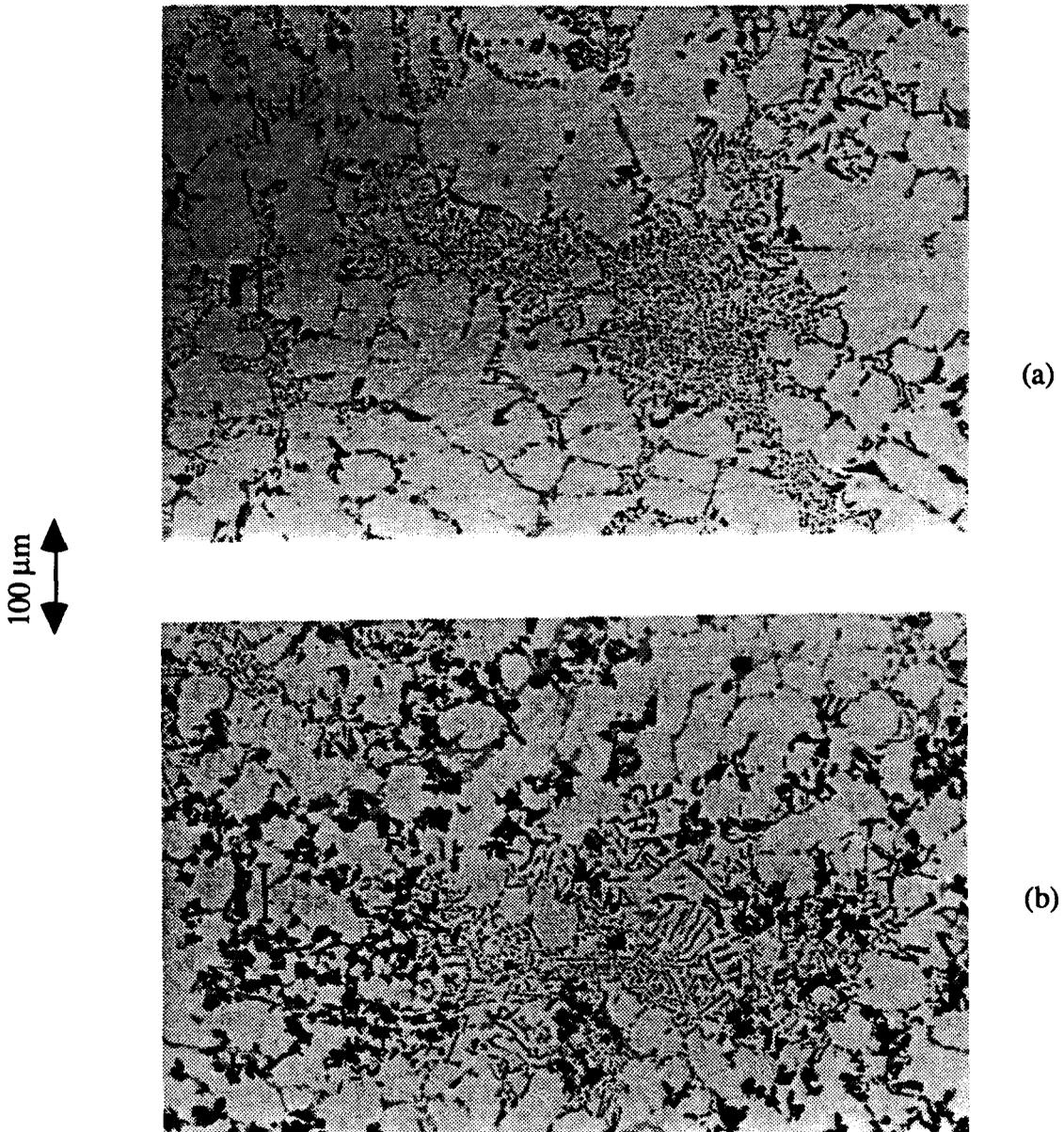


Figure II.19 : Structure de l'eutectique de l'alliage A-S10U3NG non renforcé (a) et du composite F3K10S (b). (a) : structure modifiée globulaire de l'eutectique ; (b) : structure sous modifiée aciculaire de l'eutectique

On obtient une bonne corrélation entre l'étude d'analyse thermique et les observations microstructurales (taille de grain, structure de l'eutectique) même si la présence de particules SiC peut perturber également les échanges de chaleur et notamment la durée et l'amplitude de la surfusion, tant sur le palier de première solidification que sur le palier eutectique. L'analyse thermique de l'alliage A-S10U3NG non renforcé et du composite F3K10S met par conséquent en évidence deux effets antagonistes vis à vis des propriétés mécaniques. Le rôle affinant des particules SiC conduit à une taille de grain plus petite sur

le composite que sur l'alliage non renforcé, ce qui est favorable aux propriétés mécaniques ; l'état sous modifié du composite conduit à un eutectique plus aciculaire avec des cristaux de Si plus gros, ce qui est défavorable aux propriétés mécaniques (ductilité et résistance à rupture). Un traitement de modification au strontium sur le composite devrait permettre d'obtenir une structure plus fine de l'eutectique.

II.7.2. Analyse d'image sur le composite F3K10S

Comme nous l'avons vu dans l'étude bibliographique (§ I.3), les propriétés mécaniques des composites à matrice métallique Al-SiC dépendent fortement de la taille et de la forme des renforts SiC. Les observations de la microstructure du composite F3K10S font apparaître des particules SiC avec des dimensions et des formes très variables dont il est important de connaître plus précisément la distribution en taille et en forme.

La détermination des caractéristiques géométriques des particules a été entreprise à partir de photos au microscope électronique à balayage. Les photos ont été scannérisées avant d'être traitées par le logiciel d'analyse d'image VISILOG 4. Celui-ci permet notamment la détermination, sur chaque particule, de l'aire A de la particule et de la dimension maximale D_{θ_i} de la particule dans quatre directions ($\theta_i = 0^\circ, 45^\circ, 90^\circ, 135^\circ$). En supposant que l'on détermine ainsi la dimension minimale et la dimension maximale de la particule, ces valeurs permettent de définir D_{\min} comme $D_{\min} = \text{Min}_i(D_{\theta_i})$ et D_{\max} comme $D_{\max} = \text{Max}_i(D_{\theta_i})$ ainsi que le facteur de forme $s = \frac{D_{\max}}{D_{\min}}$ (figure II.20). La taille moyenne de la particule a été supposée égale à \sqrt{A} (ce qui revient à considérer la particule comme un carré de coté \sqrt{A}).

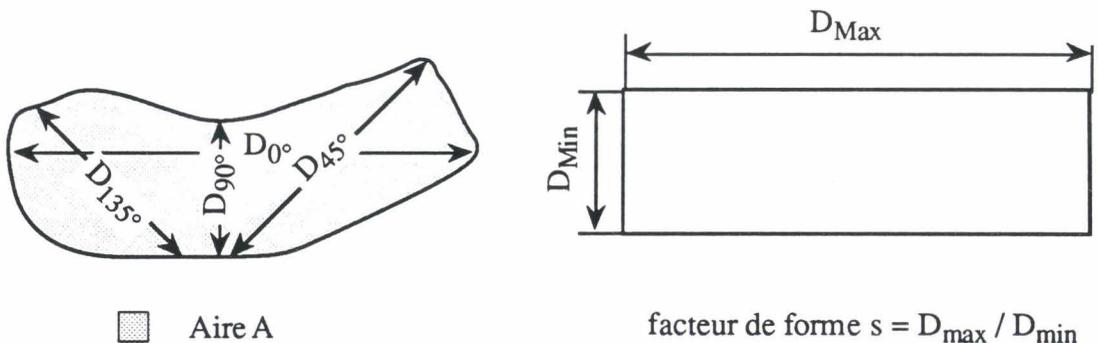


Figure II.20 : Détermination des dimensions d'une particule SiC dans quatre directions ($0^\circ, 45^\circ, 90^\circ, 135^\circ$) et définition du facteur de forme $s = \frac{D_{\max}}{D_{\min}}$.

Le tableau II.5 donne les valeurs moyennes, sur plus de 530 particules, de la taille \sqrt{A} des particules, de la dimension minimale D_{\min} , de la dimension maximale D_{\max} , de l'inverse du facteur de forme $\frac{1}{s}$ des particules SiC ainsi que de l'écart type σ correspondant et de la fraction surfacique S_f de particules SiC.

\sqrt{A} (σ) (μm)	D_{\min} (σ) (μm)	D_{\max} (σ) (μm)	$\frac{1}{s} = \frac{D_{\min}}{D_{\max}}$ (σ)	S_f (%)
6,0 (2,3)	7,0 (3,4)	14,2 (6,3)	0,5 (0,1)	10,3

Tableau II.5 : Caractéristiques géométriques et écarts types σ des particules SiC du composite F3K10S, déterminés par analyse d'image.

La taille moyenne $\sqrt{A} = 6,0 \mu\text{m}$ déterminée ici est inférieure à la taille moyenne de $9,3 \mu\text{m}$ annoncée par le fournisseur Duralcan (cf § II.3). Etant donné la forme complexe des particules, la "taille moyenne" dépend fortement de sa définition. Par exemple, si on considère la taille moyenne définie comme $D_{\text{moy}} = \sqrt{D_{\min} * D_{\max}}$ (la particule est alors, dans le plan, un rectangle) alors $D_{\text{moy}} = 9,9 \mu\text{m}$, ce qui est voisin de la valeur annoncée. De même, en considérant la particule moyenne dans le plan comme une ellipse de petit axe D_{\min} et de grand axe D_{\max} alors $D_{\text{moy}} = \sqrt{\frac{\pi * D_{\min} * D_{\max}}{4}} = 8,8 \mu\text{m}$. Pour la suite, nous considérerons la taille moyenne des particules comme \sqrt{A} .

Les figures II.21 et II.22 montrent la distribution des particules SiC en fonction de la taille moyenne et du rapport $\frac{D_{\min}}{D_{\max}}$ des particules SiC.

La plupart des particules SiC ont une taille moyenne comprise entre 2 et $10 \mu\text{m}$, même si quelques particules peuvent atteindre plus de $15 \mu\text{m}$. Le rapport $\frac{D_{\min}}{D_{\max}}$ varie, pour la majorité des particules, entre 0,3 et 0,7 ce qui montre que les particules SiC ont une forme allongée. La dispersion en taille des particules SiC est importante comme l'atteste la figure II.23 qui montre la distribution des dimensions D_{\min} et D_{\max} des particules SiC, avec quelques particules SiC qui ont des dimensions maximales supérieures à $30 \mu\text{m}$.

Aucune orientation privilégiée des particules SiC n'a été observée sur plusieurs surface polies. Ceci s'explique par le fait que la disposition et l'orientation des particules SiC dépendent fortement, à l'échelle microscopique, du réseau dendritique qui est totalement aléatoire.

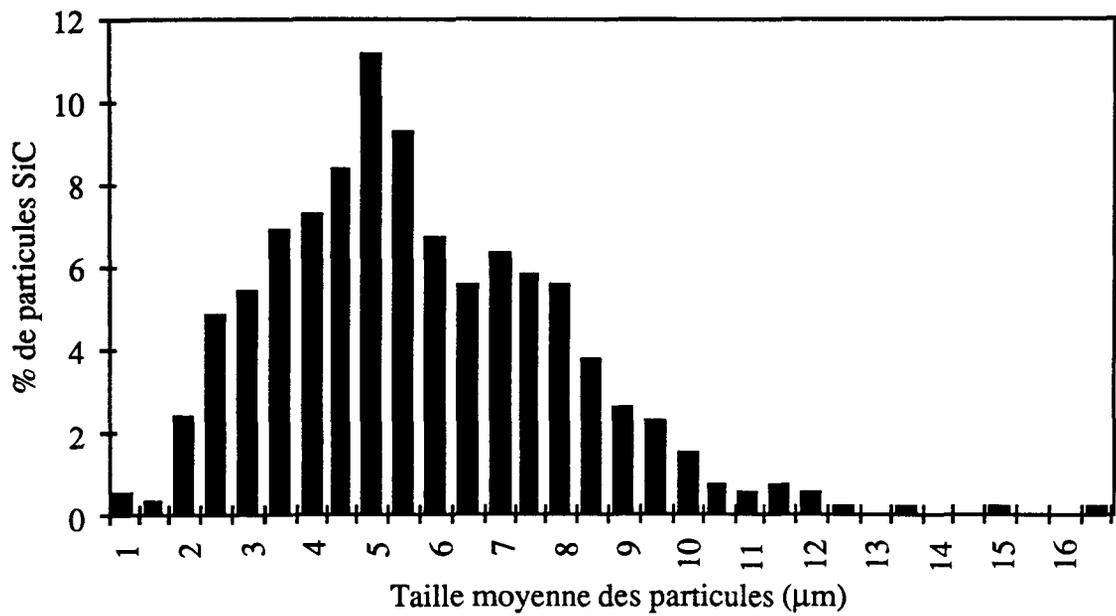


Figure II.21 : Distribution de la taille moyenne \sqrt{A} des particules SiC, sur une surface polie, du composite F3K10S

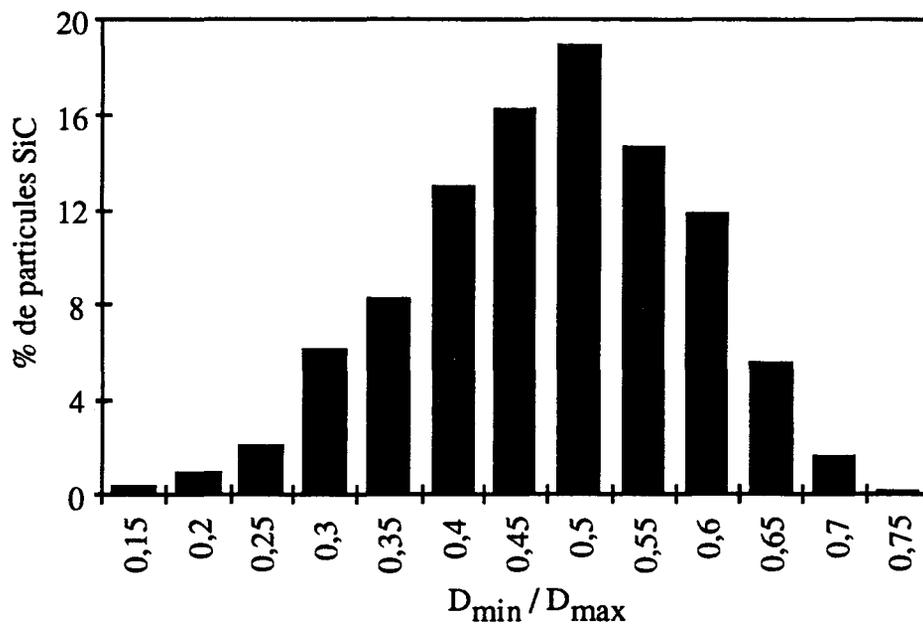


Figure II.22 : Distribution du rapport $\frac{D_{min}}{D_{max}}$ des particules SiC, sur une surface polie, du composite F3K10S

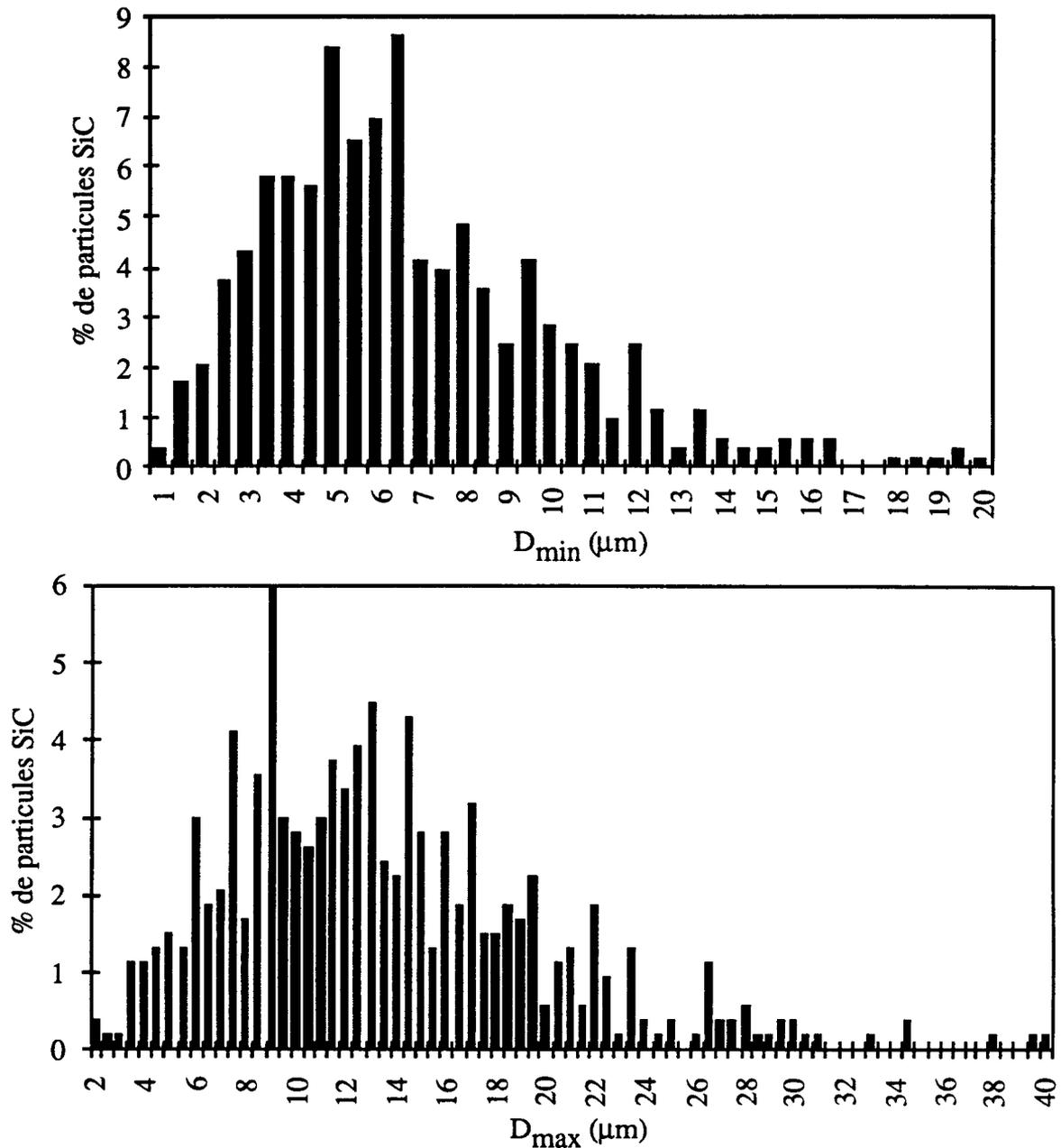


Figure II.23 : Distribution des dimensions D_{min} et D_{max} des particules SiC, sur une surface polie, du composite F3K10S

Cette étude des particules SiC du composite F3K10S par analyse d'image a permis de déterminer les caractéristiques géométriques moyennes (taille moyenne \sqrt{A} , D_{min} , D_{max} et le facteur de forme $s = \frac{D_{max}}{D_{min}}$). Elle montre également que les particules ont une dimension prédominante ($s_{moyen} = 2:1$) et présentent une grande dispersion en taille et en forme.



II.8. Préparation des éprouvettes

Il est bien connu, sur les matériaux conventionnels, que les conditions d'obtention et de préparation des éprouvettes, notamment l'usinage et le polissage, ont une influence déterminante sur la résistance en fatigue. Nous nous proposons ici de déterminer les conditions optimales d'usinage en tournage des éprouvettes cylindriques ϕ 10 mm de fatigue oligocyclique ainsi que les conditions de polissage de la zone utile de ces mêmes éprouvettes.

II.8.1. Usinage en tournage de composites Al-SiC de fonderie

Comme nous l'avons signalé dans l'étude bibliographique, très peu d'études ont été réalisées dans le domaine de l'usinage des composites Al-SiC même si l'usinage reste un des obstacles majeurs au développement des CMM ([53], [54], [55]). La principale difficulté lors de l'usinage par outil coupant des CMM, est due à la présence de deux phases, l'une "tendre", l'autre constituée de particules dures et fragiles que l'on retrouve parfois dans la composition des outils de coupe, en ce qui concerne les SiC notamment.

Les résultats de la littérature (cf. § I.2.7) semblent converger, pour l'usinage des composites Al-SiC, vers l'utilisation de deux nuances d'outils : des outils carbure ou des outils en diamant polycristallin ([53], [55]). Les conditions de coupe recommandées, et notamment la vitesse de coupe V_c , sont en revanche très variables. Chambers [53] conseille des vitesses de coupe entre 10 et 30 m/mn, alors que Duralcan [55] conseille des vitesses de coupe pouvant aller jusqu'à 120 m/mn, pour des outils carbure.

Dans ces conditions, les paramètres technologiques d'usinage (conditions de coupe et géométrie d'outil) des alliages d'aluminium risquent d'être inadaptés et de conduire à un mauvais état de surface dans le cas des composites Al-SiC.

Une étude expérimentale des conditions d'usinage de deux composites Al-SiC de fonderie a été menée ici afin de déterminer les nuances et géométries d'outil ainsi que les conditions de coupe (vitesses de coupe V_c et d'avance f) optimales vis à vis de l'état de surface, et plus précisément des paramètres de rugosité R_t et R_a , pour l'usinage des éprouvettes de fatigue en tournage. Ces conditions d'usinage sont particulièrement importantes en ce qui concerne la passe de finition.

Dans un premier temps, les principaux paramètres influant sur l'état de surface en tournage sont présentés dans le cas des matériaux homogènes. Puis l'étude expérimentale aborde successivement l'influence de la nuance de l'outil, de la vitesse de coupe, de la

vitesse d'avance et du rayon de bec de l'outil. Les contraintes résiduelles en surface ont été mesurées par rayons X.

II.8.1.1. État de surface en tournage

Dans le cas général de l'usinage en tournage, nous savons que l'état de surface dépend des paramètres de conditions de coupe (lubrification, vitesse de coupe, avance), des paramètres géométriques de l'outil (rayon de bec, angle de coupe, usure de l'outil), mais aussi d'autres paramètres comme la raideur de l'ensemble outil - porte outil (création de vibration)... Le tableau II.6 résume, dans le cas général, l'influence de ces principaux paramètres sur l'état de surface [123].

Paramètre étudié	Influence
Lubrification	Lubrification ↑ Rugosité ↓
Vitesse de coupe V_c	Vitesse de coupe ↑ Rugosité ↓
Avance f	Avance ↑ Rugosité ↑
Rayon de bec r_ϵ	Rayon de bec ↑ Rugosité ↓
Angle de coupe	Angle de coupe ↑ Rugosité ↓
Usure de l'outil	Usure de l'outil ↑ Rugosité ↑

Tableau II.6 : Influence des principaux paramètres en tournage sur l'état de surface [123]

Parmi ces paramètres, la rugosité dépend principalement de la combinaison avance f - rayon de bec de l'outil r_ϵ . La figure II.24 présente le profil théorique de l'état de surface, en supposant que les conditions d'usinage sont correctement choisies pour avoir une coupe sans arrachement. Ce profil théorique fait apparaître que l'état de surface ne dépend alors que des seuls paramètres f et r_ϵ .

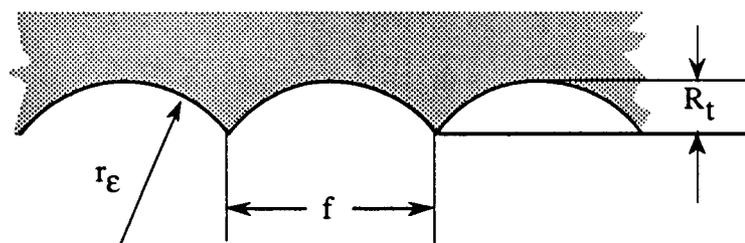


Figure II .24: Profil théorique de la surface usinée en tournage.

Les calculs de R_t , rugosité totale du profil, et R_a rugosité moyenne, donnent :

$$R_t = 8 \frac{f^2}{r_\epsilon} \quad \text{et} \quad R_a = \frac{1}{18\sqrt{3}} \cdot \frac{f^2}{8 r_\epsilon}$$

- avec
- r_ϵ : rayon de bec en mm
 - f avance par tour en mm

Les définitions des paramètres R_t et R_a , ainsi que le dispositif de mesure de rugosité, sont rappelés en annexe 2.

On peut ainsi estimer de manière théorique, les rugosités R_a et R_t finales en fonction de l'avance f et du rayon de bec r_ϵ de l'outil. La figure II.25 montre leur influence relative. L'utilisation d'une avance faible et d'un grand rayon de bec conduit donc théoriquement au meilleur état de surface.

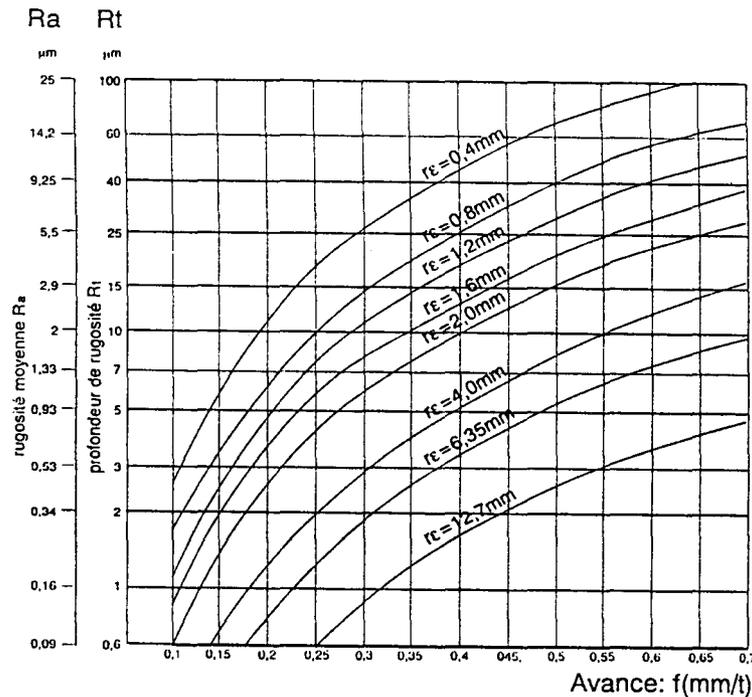


Figure II.25 : Évolution des valeurs R_t et R_a théoriques en fonction de l'avance f et du rayon de bec r_ϵ [123].

II.8.1.2. Conditions expérimentales

Ne disposant au début de cette étude que de peu de matériau, l'étude d'usinabilité a d'abord été réalisée sur un composite A-S7G03 + 20% Vol. SiC_p, également élaboré par fonderie, en ce qui concerne la détermination de la meilleure nuance d'outil, puis, plus en

détail, sur le composite F3K10S (A-S10U3NG + 10 % Vol. SiC_p). Les usinages ont été effectués sur un tour à commande numérique Hernault Somua HES 400.

Les pastilles de coupe utilisées étaient des pastilles Sandvik-Coromant. La forme des plaquettes a été choisie afin de permettre l'usinage de l'éprouvette de fatigue oligocyclique décrite à la figure IV.2 (ϕ_{mini} de la zone utile = 10 mm, congés de raccordement $r = 15$ mm). Les résultats expérimentaux rapportés ont été obtenus en utilisant des plaquettes neuves ou avec une usure comparable entre elles.

La profondeur de passe moyenne est d'environ 1 mm sur le rayon. Les usinages ont été réalisés avec une lubrification abondante.

II.8.1.3. Influence de la nuance de l'outil

L'influence de la nuance de la plaquette de coupe sur l'état de surface après tournage a été étudiée dans un premier temps sur le composite A-S7G03 + 20% Vol. SiC_p. Il s'agissait de choisir entre plusieurs nuances : nuances carbure WC (K10 ou K20), cermet TiC-TiN et céramique Al₂O₃.

Les nuances carbures WC sont de type K10 ou K20 (référence Sandvik H10-Al correspondant à la nuance normalisée ISO K10 ou H13A (K20)). Ces nuances sont composées essentiellement de carbure de tungstène et d'un faible pourcentage de TiC, TaC et NbC, le tout aggloméré par un liant (5 à 10%) qui est le plus souvent du cobalt et qui confère à l'outil sa ténacité (l'utilisation du terme "carbure" est en réalité impropre puisqu'il s'agit en réalité d'un cermet WC-Co). Les nuances K10 possèdent une meilleure résistance à l'usure, mais une ténacité (résistance aux chocs) plus faible que les nuances K20. La nuance H10-Al a une géométrie de l'outil à angle de coupe positif (20°) spécifique aux alliages d'aluminium. L'intérêt principal de l'utilisation des nuances carbure WC est leur faible coût (10 à 20 F par arête de coupe).

Les plaquettes cermet TiC-TiN utilisées sont référencées CT515. La résistance à l'usure des cermets TiC-TiN est meilleure que celle du carbure WC mais elles sont plus fragiles.

La nuance céramique, référencée CC670, est à base d'oxyde d'aluminium Al₂O₃ (céramique oxydée) renforcée par des fibres de SiC. La céramique est surtout appréciée pour sa meilleure résistance à l'usure par rapport aux carbures et aux cermets, mais sa résistance aux chocs est faible.

Le tableau II.7 résume les rugosités obtenues avec les nuances H10-Al, CT515 et céramique oxydée CC670. Les conditions de coupe communes étaient : $V_c = 220$ m/mn et $f = 0,2$ mm/tour.

Nuance de l'outil	R_t (μm)	R_a (μm)
Carbure WC (H10-Al)	6,9	0,76
Cermet TiC-TiN (CT515)	8,5	0,94
Céramique oxydée (CC670)	56	12,1

Tableau II.7 : Rugosités mesurées après tournage d'un composite A-S7G03 + 20% Vol. SiC_p pour différentes nuances d'outil.

L'usinage du composite A-S7G03 + 20% Vol. SiC_p par des pastilles de nuance H10-Al a conduit au meilleur état de surface (R_t et R_a), mais l'usure de la pastille est en revanche importante. La pastille CT515 a donné un état de surface voisin de celui obtenu avec la nuance H10-Al. L'usure de la plaquette était également très prononcée et l'extrême fragilité de la plaquette a conduit à la rupture prématurée de l'arête de coupe. La nuance céramique CC670 a conduit à un très mauvais état de surface et n'a plus fait l'objet d'études ultérieures.

Il est à noter que deux nuances, la céramique à base de nitrure de bore cubique (CB20) et le diamant polycristallin (CD10), préconisées par Duralcan [55] pour l'usinage des CMM Al-SiC n'ont pu être testées lors de cette étude. Le CB20 présente une meilleure dureté et une meilleure résistance à la rupture que les céramiques oxydées, mais son coût est en contrepartie très élevé (800 F H.T. l'arête de coupe). Les plaquettes en diamant polycristallin sont susceptibles de donner le meilleur état de surface avec la meilleure durée de vie de l'outil sur les composites Al-SiC ([53], [55]). Mais ces 2 nuances nécessitent des vitesses de coupe très élevées, impossibles à atteindre sur le tour à commande numérique dont nous disposons, pour un diamètre de 10 mm (diamètre de la zone utile de l'éprouvette de fatigue oligocyclique). Par exemple, l'usinage avec le diamant polycristallin nécessite des vitesses de coupe comprises entre 250 et 450 m/mn [124], ce qui correspond à des vitesses de rotation de broche comprises entre 8000 à 14000 tr/mn (!) pour l'usinage d'un diamètre de 10 mm. La vitesse de rotation de la broche du tour HES 400 est limitée à 3800 tr/mn.

Les nuances finalement retenues pour l'usinage du composite A-S7G03 + 20% Vol. SiC_p sont les nuances carbure WC (H10-Al (K10) et H13A (K20)) qui conduisent au meilleur état de surface et au coût le plus faible, même si leur durée de vie est relativement réduite.

Les mêmes nuances ont été adoptées pour l'usinage du composite F3K10S. Afin de déterminer laquelle des deux nuances, carbure H10-Al (K10) ou H13A (K20), est la mieux adaptée, des essais d'usinage ont été réalisés sur le composite F3K10S avec une vitesse de coupe $V_c = 200$ m/mn et une avance $f = 0,2$ mm /tour. Le tableau II.8 récapitule les rugosités R_a et R_t mesurées après usinage avec ces deux nuances.

Nuance d'outil	R_a (μm)	R_t (μm)
H13A (K20)	3,2	23,7
H10-Al (K10)	3,1	13,9

Tableau II.8 : États de surface obtenus après tournage sur le composite F3K10S, pour deux nuances d'outils en carbure de tungstène : H10-Al (K10) et H13A (K20).
($f = 0,2$ mm/tour ; $V_c = 200$ m/mn)

Si les rugosités R_a sont voisines dans les deux cas, l'utilisation d'une nuance H10-Al conduit à une rugosité totale R_t plus faible que celle de la nuance H13A.

La nuance H10-Al (K10) avec la géométrie de coupe spéciale aluminium sera donc utilisée pour la suite de l'étude. La figure II.26 montre la géométrie de la pastille VCGX 16-04-04 ($l = 16$ mm, $s = 4$ mm, $r_\epsilon = 0,4$ mm), de nuance H10-Al, utilisée jusqu'à présent.

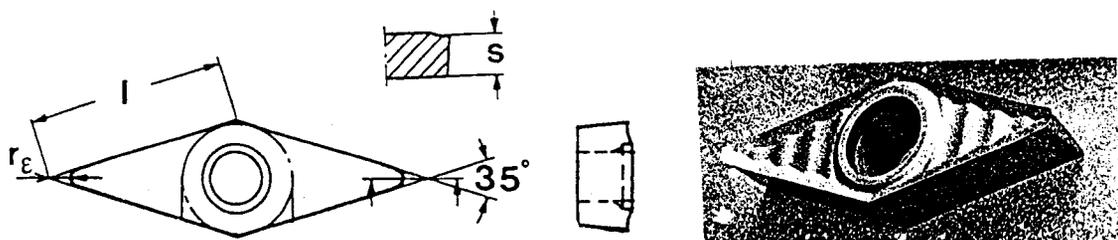


Figure II.26 : Géométrie de la Plaquette VCGX utilisée pour l'usinage du composite F3K10S [124].

II.8.1.4. Influence de la vitesse de coupe

La détermination expérimentale de la vitesse de coupe la mieux adaptée à l'usinage du composite F3K10S a été réalisée avec l'outil VCGX 16-04-04 (H10-Al) à une vitesse d'avance $f = 0,2$ mm/tour. La figure II.27 montre les évolutions de R_a et R_t en fonction de la vitesse de coupe V_c .

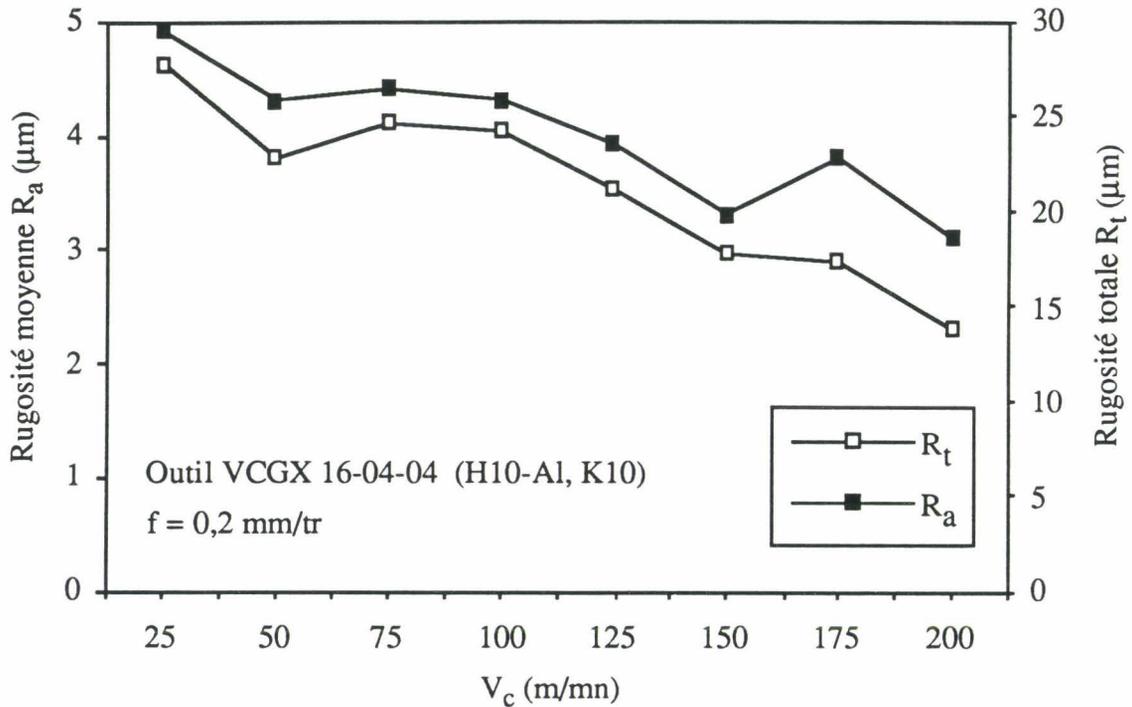


Figure II.27 : Influence de la vitesse de coupe V_c sur R_a et R_t lors de l'usinage en tournage du composite F3K10S (plaquette VCGX 16-04-04, H10-Al)

Une vitesse de coupe élevée (≈ 200 m/mn) conduit, comme nous l'attendions, à des rugosités R_a et R_t plus faibles, dans la plage 25 à 200 m/mn (diminution d'environ 50%).

L'augmentation de la vitesse de coupe a pour conséquence une diminution très nette de la durée de vie de l'outil, conformément à ce que l'on observe lors de l'usinage des matériaux conventionnels. En revanche l'utilisation des plus faibles vitesses de coupe (<100 m/mn) a montré l'apparition de copeaux adhérents sur la face de coupe (phénomène d'arête rapportée) malgré la lubrification abondante. La présence de ce copeau adhérent peut en partie s'expliquer par le faible angle de pointe de 35° , imposé par la géométrie de l'éprouvette à usiner, mais impropre à un bon dégagement de chaleur à la pointe de l'outil. Cette arête rapportée modifie la géométrie de la plaquette et tend à augmenter la rugosité

de la surface. Elle a en revanche un effet bénéfique sur la durée de vie de l'outil, car elle protège l'arête de coupe.

Le choix de la vitesse de coupe est donc un compromis entre l'état de surface et la durée de vie de l'outil. Une valeur intermédiaire de 120 m/mn a été adoptée ici, en tenant compte également de la vitesse de rotation maximale de la broche du tour à commande numérique.

II.8.1.5. Influence de la vitesse d'avance

Les essais d'usinage pour déterminer l'influence de la vitesse d'avance f ont été réalisés sur le composite F3K10S avec la plaquette VCGX 16-04-04 (H10-Al, $r_E = 0,4$ mm) à la vitesse de coupe $V_c = 120$ m/mn. La figure II.28 montre l'influence de la vitesse d'avance f sur les rugosités R_a et R_t .

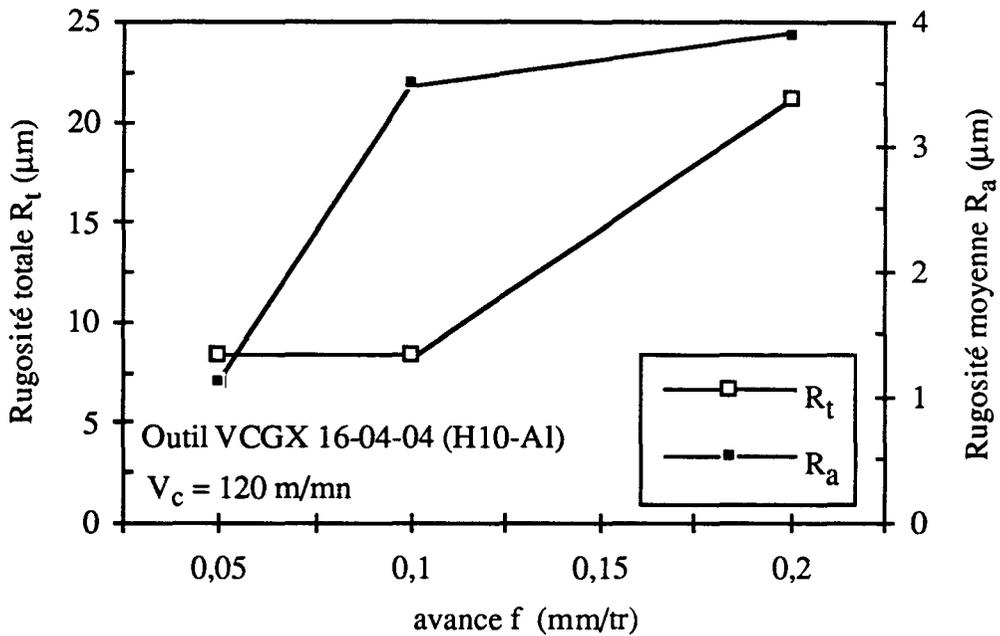


Figure II.28 : Influence de la vitesse d'avance f sur R_a et R_t lors de l'usinage en tournage du composite F3K10S (plaquette VCGX 16-04-04, H10-Al)

On observe qu'une faible vitesse d'avance ($f = 0,05$ mm/tour) favorise un meilleur état de surface. Les valeurs de R_t et de R_a sont divisées par un facteur 4 pour une vitesse d'avance passant de 0,05 à 0,2 mm/tour.

II.8.1.6. Influence du rayon de bec r_E

La modélisation théorique avait montré l'incidence du rayon de bec r_E (figure II.24).

Deux rayons de bec $r_{\epsilon} = 0,4$ mm (plaquette VCGX 16-04-1,2) et $r_{\epsilon} = 1,2$ mm (plaquette VCGX 16-04-1,2) ont été utilisés. La figure II.29 montre l'évolution de R_t et R_a pour les deux géométries de plaquette, en fonction de la vitesse d'avance f .

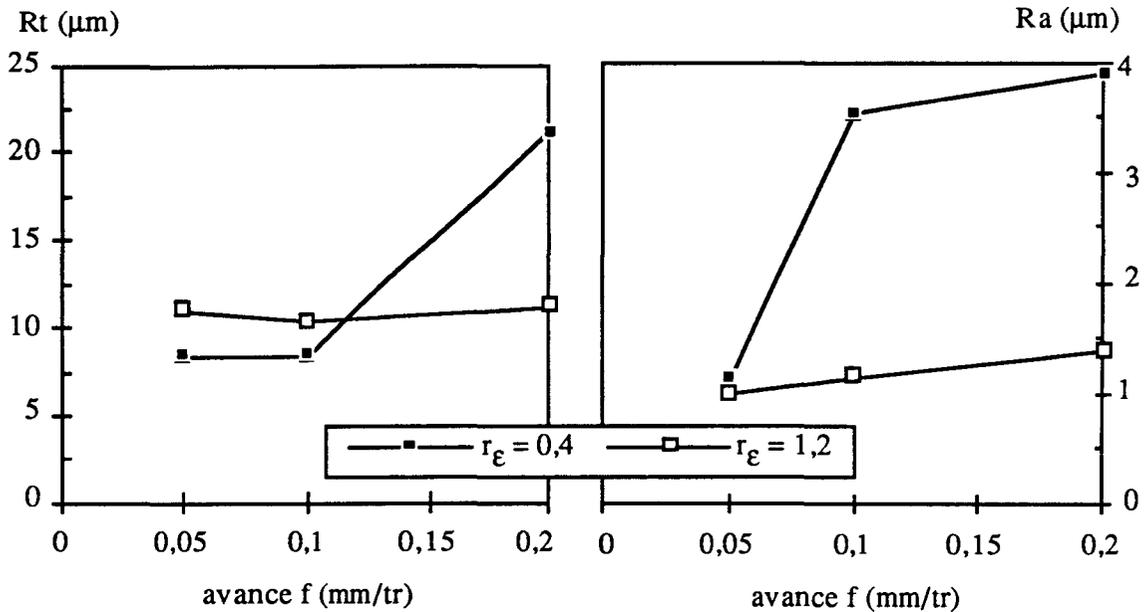


Figure II.29 : Influence du rayon de bec r_{ϵ} sur R_a et R_t , en fonction de la vitesse d'avance f , lors de l'usinage en tournage du composite F3K10S.

Conformément aux prévisions du tableau II.6, l'augmentation du rayon de bec r_{ϵ} conduit à un état de surface amélioré (R_a et R_t mini) pour les vitesses d'avance de 0,1 ou 0,2 mm/tour ou voisin pour une vitesse d'avance de 0,05 mm/tour.

Il est à noter que la combinaison d'une faible vitesse d'avance et d'un grand rayon de bec r_{ϵ} conduit, à chaque tour de broche, à l'enlèvement d'un volume de copeau faible. Dans ces conditions, nous sommes proches de la condition de "copeau minimum" en dessous de laquelle il n'y a plus coupe mais arrachement du métal, conduisant alors à un moins bon état de surface. L'utilisation d'un rayon de bec $r_{\epsilon} = 1,2$ mm nécessite donc une vitesse d'avance f minimal ($f \geq 0,1$ mm/tour).

Une vitesse d'avance $f = 0,1$ mm/tour avec la plaquette VCGX 16-04-1,2 (H10-Al) a donc été retenue pour la passe de finition.

II.8.1.7. Influence du matériau usiné

Afin de comparer des états de surface obtenus avec les mêmes conditions de coupe sur des matériaux différents, les composites A-S7G03 +20 % Vol. SiC_p et A-S10U3NG +10 % Vol. SiC_p ont été usinés dans les mêmes conditions : plaquette VCGX 16-04-04 (H10-Al), $V_c = 220$ m/mn et $f = 0,2$ mm/tour. Le tableau II.9 donne les valeurs de R_a et R_t mesurées.

Matériau	R_t (μm)	R_a (μm)
A-S7G03 +20 % Vol. SiC _p	6,9	0,76
Composite F3K10S A-S10U3NG +10 % Vol. SiC _p	13,9	3,1

Tableau II.9 : Etat de surface en tournage obtenus pour deux composites, avec les mêmes conditions de coupe ($V_c = 220$ m/mn, $f = 0,2$ mm/tour).

On remarque que, pour ces conditions d'usinage, l'état de surface obtenu sur le composite A-S7G03 +20 % Vol. SiC_p est meilleur que celui obtenu sur le composite A-S10U3NG +10 % Vol. SiC_p, malgré un taux de renfort double. Ce résultat nous rappelle la contribution de la matrice à l'état de surface final après usinage. Ces résultats sont en accord avec les résultats d'Omam [125] qui a montré que ce même composite A-S7G03 +20 % Vol. SiC_p présentait une usinabilité bien meilleure en fraisage que d'autres composites avec un taux de renfort plus faible (2124 + 15 % Vol. SiC_w ou A356 + 15 % Vol. SiC_p).

Le tableau II.10 présente les rugosités R_a et R_t mesurées sur le composite F3K10S et sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé, usinés tous deux dans les mêmes conditions : plaquette VCGX 16-04-1,2 (H10-Al), $V_c = 120$ m/mn et $f = 0,1$ mm/tour.

Matériau	R_t (μm)	R_a (μm)
Alliage A-S10U3NG	4,4	0,49
Composite F3K10S	8,1	0,5

Tableau II.10 : Comparaison des rugosités obtenues sur le composite F3K10S et sur l'alliage non renforcé, dans les mêmes conditions d'usinage en tournage. (plaquette VCGX 16-04-1,2 (H10-Al) ; $V_c = 120$ m/mn ; $f = 0,1$ mm/tour)

Comme nous pouvions nous y attendre, la rugosité totale R_t est plus importante sur le composite que sur l'alliage non renforcé. En revanche, les rugosités R_a sont voisines. La figure II.30 montre les profils de surface enregistrés par rugosimètre.

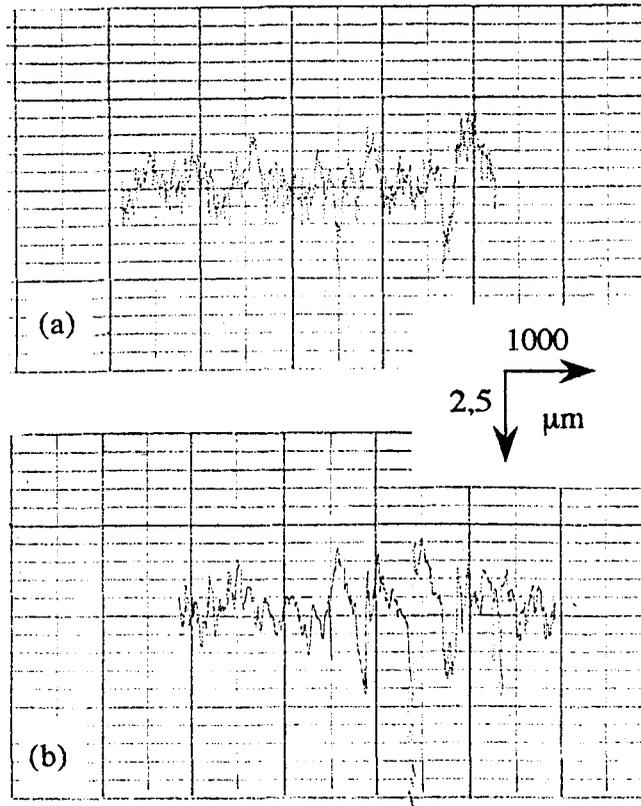


Figure II.30 : Profils de surface enregistrés au rugosimètre sur le composite F3K10S et sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé, après usinage en tournage
 (a) : Profil sur l'alliage non renforcé : $R_t = 4,4 \mu\text{m}$, $R_a = 0,48 \mu\text{m}$
 (b) : Profil sur le composite F3K10S: $R_t = 8,3 \mu\text{m}$, $R_a = 0,58 \mu\text{m}$

On remarque un profil moyen similaire entre composite et alliage non renforcé. Néanmoins, des "creux" occasionnels plus importants conduisent à des valeurs de R_t plus élevées sur le composite. Les observations au microscope électronique à balayage (cf § II.9) ont montré la présence de décohésions particule / matrice ou encore des arrachements de particules, expliquant ainsi les valeurs de R_t mesurées sur le composite.

II.8.1.8. Contraintes résiduelles

Des mesures de contraintes résiduelles en surface par RX ont été réalisées au CETIM Senlis sur le composite F3K10S après usinage (plaquette VCGX 16-04-04, H10-A1 (K10),

$V_c = 120 \text{ m/mn}$, $f = 0,1 \text{ mm/tour}$, profondeur de passe de finition $p = 0,5 \text{ mm}$). Le principe de détermination des contraintes résiduelles par RX est rappelé au chapitre II.9.4.

Le tableau II.11 présente les valeurs des contraintes résiduelles dans le composite (valeurs moyennes dans matrice + renfort), au voisinage de la surface, sur une profondeur de 15 à 30 μm .

	σ_{11} (MPa)	σ_{22} (MPa)	σ_{12} (MPa)
F3K10S	-137 ± 7	-69 ± 7	43 ± 6

Tableau II.11 : Contraintes résiduelles moyennes mesurées par RX, après tournage, sur le composite F3K10S.

L'usinage du composite F3K10S génère par conséquent, en surface, un état de contraintes résiduelles de compression anisotrope (cf § II.9.4).

II.8.1.9. Discussion - Conclusion

Cette étude expérimentale a permis d'analyser l'influence des principaux paramètres responsables de la rugosité, après tournage, de deux composites Al-SiC de fonderie.

En accord avec la littérature, la nuance carbure WC donne ici de meilleurs résultats que les nuances cermet TiC-TiN et céramique oxydée. Une répartition localement hétérogène des renforts SiC durs et fragiles, combinée à la présence de divers défauts d'élaboration (microretassures...) favorise la création de chocs sur l'arête de coupe qui peuvent conduire à la rupture des nuances les plus fragiles (cf. rupture de la pastille cermet TiC-TiN). Ce phénomène peut expliquer la meilleure tenue des nuances carbure WC par rapport aux autres nuances plus fragiles. De part la présence des particules SiC, l'utilisation d'une nuance carbure plus résistante à l'usure, K10 par rapport à K20, donne également de meilleurs résultats. L'usinabilité du composite F3K10S avec le diamant polycristallin n'a pu être étudiée ici bien que cette nuance soit présentée, dans la littérature, comme la meilleure solution ([53], [55]). L'utilisation du diamant PCD permet un gain en terme de durée de vie de l'outil conduisant à une amélioration de la productivité dans le cas de l'usinage en série [126]. En revanche, la généralisation de l'utilisation de ce type de nuances risque d'être freinée par des vitesses de coupe élevées impossibles à respecter avec les machines conventionnelles.

Avec une nuance en carbure WC, une géométrie d'outil spéciale aluminium donne les meilleurs résultats, rappelant l'influence de la matrice aluminium sur la coupe. Le meilleur état de surface est cependant obtenu avec des vitesses d'avance f très faibles et un grand rayon de bec r_E , conditions inhabituelles pour l'usinage de matériaux conventionnels (voir figure II.25). L'utilisation d'une vitesse de coupe élevée (jusqu'à ≈ 200 m/mn) améliore l'état de surface pour le composite F3K10S, en accord avec les données Duralcan [55]. Ces résultats sont néanmoins en contradiction avec les résultats de Chambers [53] qui préconise des vitesses de coupe de 10 à 30 m/mn (tournage) et de Omam [125] qui observe une rugosité R_a croissante pour des vitesses de coupe passant de 10 à 35 m/mn (étude réalisée en fraisage).

Les seuls critères rugosité (R_a et R_t) ne suffisent pas non plus pour définir les caractéristiques de la surface après tournage. Les conditions d'usinage influent certes sur la rugosité mais aussi sur l'état de contraintes résiduelles sur une épaisseur variable sous la surface et sur le durcissement superficiel consécutif à la déformation plastique lors de la coupe [127]. L'étude de l'ensemble de ces paramètres n'a pu être réalisée ici mais serait nécessaire à la définition des conditions optimales d'usinage en tournage. Des observations de l'état de surface après usinage ont été réalisées dans un microscope électronique à balayage. L'ensemble de ces observations sur le composite F3K10S est reporté au paragraphe II.9.

Même si cette étude a permis de définir des conditions d'usinage conduisant à un état de surface acceptable sur le composite F3K10S, l'usinage par outil coupant des deux composites Al-SiC étudiés reste difficile. Dans l'état actuel des connaissances, chaque composite Al-SiC doit donc être considéré comme un cas particulier.

En résumé, les conditions de coupe adoptées dans la suite, pour la passe de finition, pour l'usinage en tournage du composite F3K10S sont :

- *plaquette Sandvik - Coromant VCGX 16-04-1,2 de nuance H10-Al (K10) avec $r_E = 1,2$ mm*
- *$V_c = 120$ m/mn et $f = 0,1$ mm/tour*
- *profondeur de passe de 0,5 mm au rayon*

L'alliage A-S10U3NG non renforcé a été usiné dans les mêmes conditions.

II.8.2. Polissage

II.8.2.1. Intérêt du polissage

L'état de surface généré par l'opération de tournage entraîne une rugosité trop importante pour la réalisation d'essais de fatigue. Comme nous le verrons par la suite, les valeurs de R_t élevées ($\approx 8 \mu\text{m}$) pour le composite F3K10S, proviennent de phénomènes d'arrachement ou de décohésion à l'interface particule / matrice qui soulignent la présence d'un effet d'entaille important. Ces entailles en surface sont autant de sites d'amorçage possible en fatigue. De même, le tournage génère des stries d'usinage circonférentielles, ce qui est contraire aux recommandations de la norme NF A 03-403 [128] sur la pratique des essais de fatigue oligocyclique, qui préconise une disposition longitudinale des stries résiduelles. Les valeurs de R_a mesurées sont également trop élevées ($\approx 0,5 \mu\text{m}$) vis à vis de cette même norme, qui recommande des valeurs maximales de R_a de $0,25 \mu\text{m}$.

Les buts principaux de l'opération de polissage de la zone utile de l'éprouvette sont :

- suppression des stries d'usinage circonférentielles résultant du tournage ; les éventuelles stries résiduelles de polissage doivent être longitudinales,
- diminution de l'effet d'entaille provenant de la rugosité, ce qui doit se traduire par la diminution de R_t et la diminution de R_a pour permettre de satisfaire aux recommandations de la norme NF A 03-403,
- création d'un état de surface reproductible, afin de supprimer toute influence de l'état de surface lors des essais de fatigue.
- diminution des effets d'écrouissage dus à l'usinage

II.8.2.2. Installation expérimentale

Le polissage mécanique du composite F3K10S a été préféré au polissage électrochimique, pour éviter toute attaque préférentielle de l'une des phases ainsi que toute réaction chimique à l'interface matrice / renfort.

La figure II.31 donne le schéma de principe de la polisseuse mécanique axiale semi-automatique développée à l'Ecole Centrale de Lille. On trouvera un descriptif complet de cette polisseuse dans la référence [127]. Le polissage ainsi réalisé est un polissage mécanique longitudinal. Les stries résiduelles seront par conséquent orientées parallèlement à l'axe de l'éprouvette de fatigue, et seront donc moins préjudiciables à la tenue en fatigue.

Une même gamme de polissage a été définie, pour le polissage de l'alliage A-S10U3NG non renforcé, et pour celui du composite F3K10S.

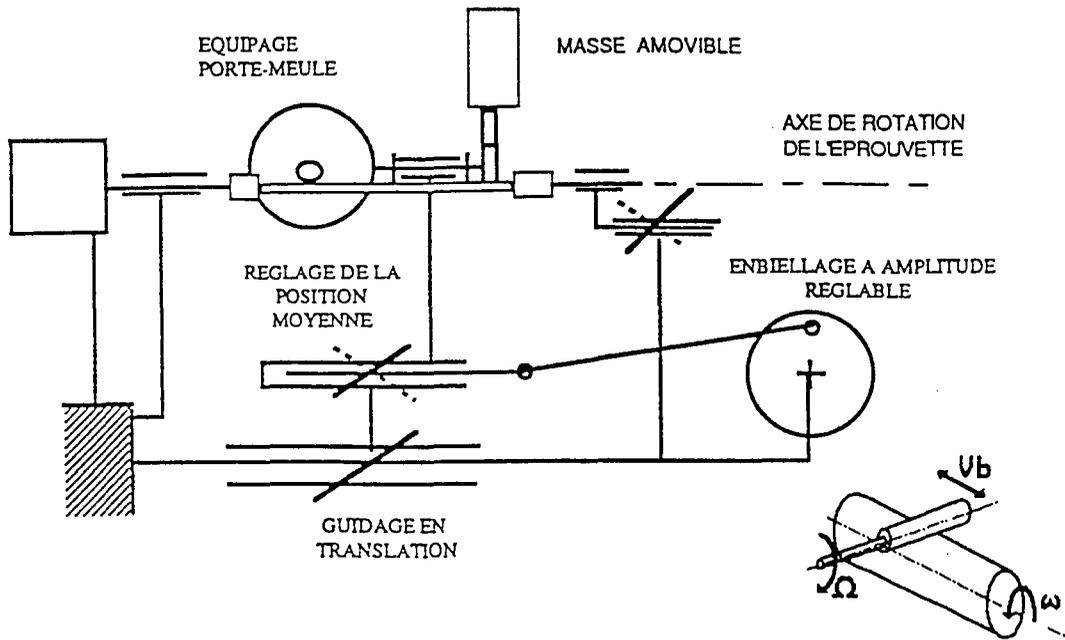


Figure II.31 : Schéma de principe de la polisseuse. (Ω : vitesse de rotation de la meule (environ 1000 tours/mn) ; ω : vitesse de rotation de l'éprouvette (environ 10 tours/mn) ; V_b : vitesse de balayage longitudinal (≈ 1 balayage par seconde)) [127]

Les différentes étapes de cette gamme sont :

- polissage avec des meules SiC de différents grades : 180, 400, 600, 1000 avec lubrification à l'eau,
- polissage à la pâte diamant aux grades respectifs 6 μm , 3 μm et 1 μm , avec lubrifiant spécifique à chaque grade.

La durée de polissage à chaque grade est de 10 mn, aux vitesses précisées figure II.31.

II.8.2.3. Etat de surface après polissage

Les mesures de rugosité sur plusieurs éprouvettes d'alliage non renforcé et de composite ont confirmé la reproductibilité des opérations de polissage.

Le tableau II.12 résume les valeurs de R_a et R_t mesurées sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le composite F3K10S après polissage jusqu'au grade 1 μm .

Matériau	R_a (μm)	R_t (μm)
A-S10U3NG (poli 1 μm)	0,13	1,2
F3K10S (poli 1 μm)	0,18	1,6

Tableau II.12 : Comparaison des rugosités obtenues sur le composite F3K10S et sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé, après polissage jusqu'à 1 μm .

Les rugosités sur le composite et l'alliage non renforcé sont voisines après polissage jusqu'à 1 μm , l'état de surface de l'alliage non renforcé restant néanmoins meilleur. La figure II.32 compare les profils de surface sur les deux matériaux, après tournage, et après tournage puis polissage jusqu'à 1 μm .

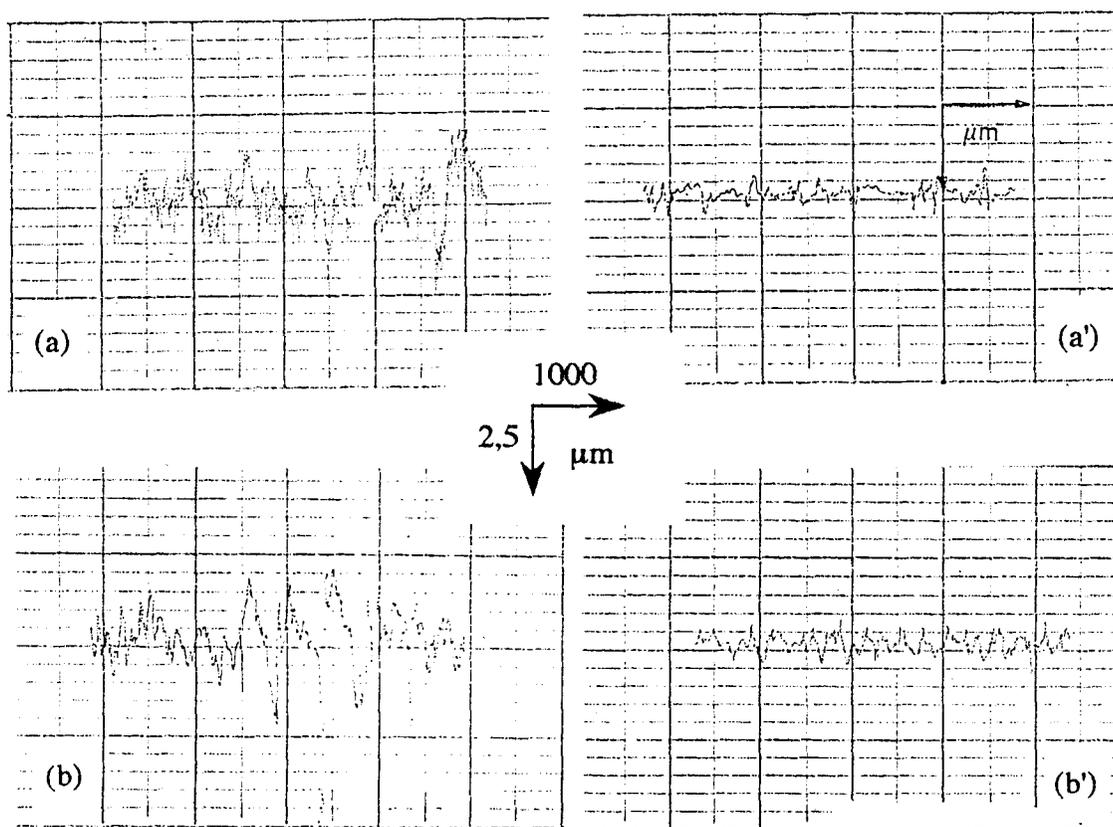


Figure II.32 : Profil de la surface du composite F3K10S et de celle de l'alliage A-S10U3NG non renforcé, après tournage, et après tournage puis polissage 1 μm .

- (a) : Profil sur l'alliage non renforcé après tournage : $R_t = 4,4 \mu\text{m}$, $R_a = 0,48 \mu\text{m}$
- (a') : Profil sur l'alliage non renforcé après polissage 1 μm : $R_t = 1,2 \mu\text{m}$, $R_a = 0,14 \mu\text{m}$
- (b) : Profil sur le F3K10S après tournage : $R_t = 8,3 \mu\text{m}$, $R_a = 0,58 \mu\text{m}$
- (b') : Profil sur le F3K10S après polissage 1 μm : $R_t = 1,3 \mu\text{m}$, $R_a = 0,16 \mu\text{m}$

La figure II.32 montre la très nette amélioration de la rugosité de la surface, notamment pour le composite F3K10S dont la valeur de R_t est d'environ $1,5 \mu\text{m}$ après polissage, contre 8 à $10 \mu\text{m}$ après l'opération d'usinage.

II.8.2.4. Conclusion

Le polissage mécanique longitudinal, avec la gamme de polissage adoptée, permet l'amélioration de l'état de surface de l'alliage non renforcé et du composite conduisant à des valeurs proches dans les deux cas. On note la suppression des stries circonférentielles d'usinage visibles à l'œil et la diminution importante des valeurs de la rugosité jusqu'aux valeurs recommandées par la norme NF A 03-403 sur les conditions d'essai de fatigue oligocyclique.

II.9. Caractérisation de la surface

L'influence de l'état de surface sur les propriétés mécaniques (traction monotone et fatigue oligocyclique) des composites Al-SiC de fonderie étant très peu connue, nous avons choisi de comparer, plus particulièrement vis-à-vis de la durée de vie en fatigue, deux états de surface : l'état brut de fonderie (état BF) et l'état usiné-poli $1 \mu\text{m}$ (état UP), sur le composite F3K10S et sur l'alliage non renforcé avec les opérations d'usinage en tournage et de polissage décrites ci-dessus. Pour cela, trois états de surface ont du être caractérisés : l'état usiné après tournage (état U) qui influe directement sur l'état usiné-poli (état UP) et finalement l'état brut de fonderie (BF).

La caractérisation d'une surface sous-entend la détermination d'une part de la rugosité (R_a , R_t et R_{max} par exemple) et d'autre part des valeurs des contraintes résiduelles et de l'état d'écrouissage en sous-couche. Pour notre part, la caractérisation des différentes surfaces a été réalisée par mesure de la rugosité (R_a et R_t), par mesure des contraintes résiduelles en surface par RX, et par observations au microscope électronique à balayage des défauts de surface.

II.9.1. Rugosité

Des mesures de rugosité ont été effectuées à l'aide d'un rugosimètre à capteur inductif Hommel Tester. Le rugosimètre calcule les valeurs de R_t et R_a après filtrage mécanique puis électrique. La définition des paramètres R_a et R_t ainsi que le fonctionnement du rugosimètre sont détaillés en annexe 2.

La figure II.33 récapitule les valeurs de R_t et R_a mesurées sur l'alliage non renforcé et sur le composite F3K10S dans les trois états : BF, U et UP.

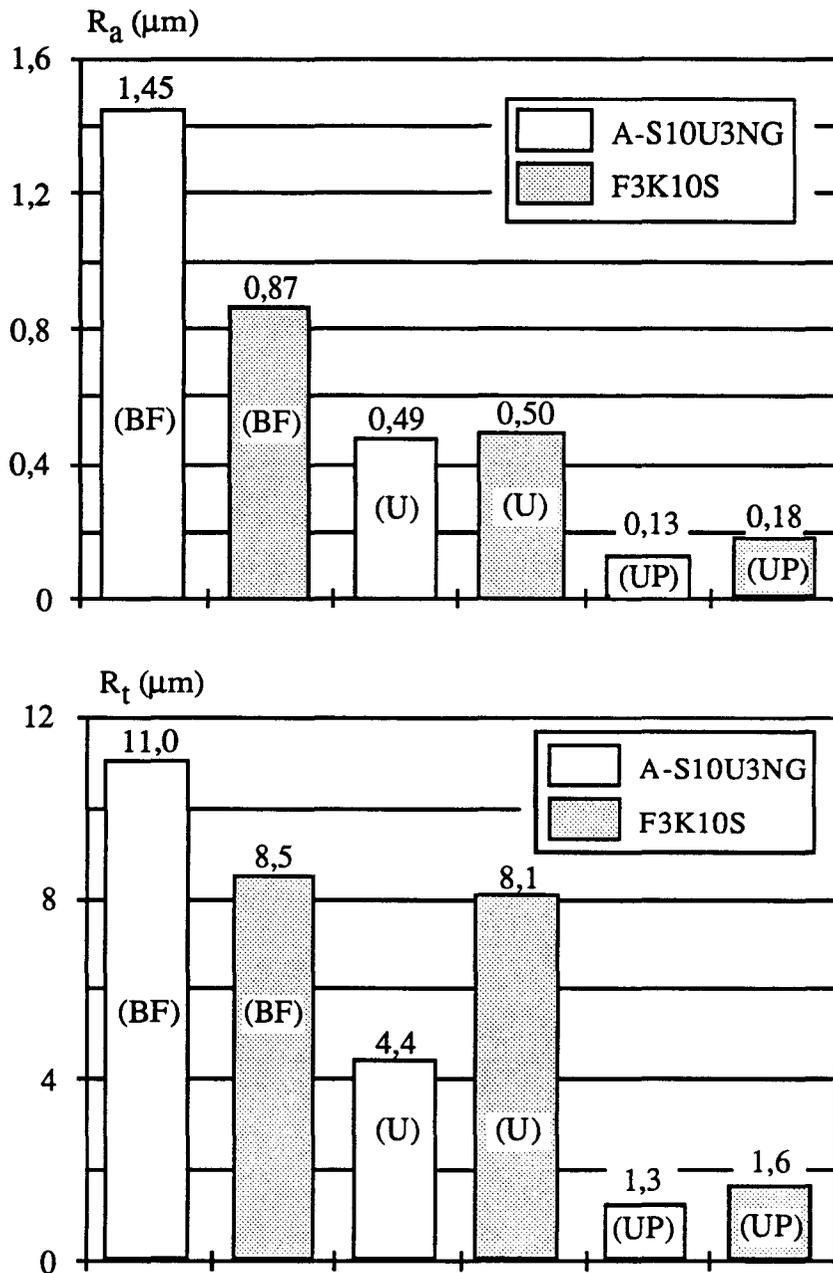


Figure II.33 : Histogrammes des mesures de R_a et R_t sur le composite F3K10S et sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé (BF : état brut de fonderie ; U : état usiné ; UP : état usiné poli)

Comme nous l'avons vu au chapitre II.8.1 pour l'état usiné, la rugosité du composite F3K10S est supérieure à celle de l'alliage A-S10U3NG non renforcé, notamment pour les valeurs de R_t , alors que les valeurs de R_a sont voisines. Le polissage mécanique à 1 μm

améliore de manière sensible les valeurs de R_a et R_t , pour l'alliage non renforcé et le composite. Les valeurs de rugosité à l'état poli $1\ \mu\text{m}$ du composite et de l'alliage non renforcé sont voisines, bien que meilleures pour l'alliage non renforcé. Les rugosités de l'alliage non renforcé et du composite à l'état brut de fonderie sont bien sûr les plus élevées. A l'état brut de fonderie, la rugosité du composite est supérieure à celle de l'alliage non renforcé. Ce résultat n'est pas expliqué à l'heure actuelle. L'utilisation de deux coulées différentes pourrait pourtant conduire à des états de surface différents puisque l'état de surface brut de fonderie dépend beaucoup des conditions d'élaboration.

II.9.2. Observations des surfaces au MEB

II.9.2.1. Résultats expérimentaux

Des observations des états de surface au microscope électronique à balayage ont été réalisées sur le composite F3K10S et sur l'alliage non renforcé A-S10U3NG, dans les états BF, U et UP. Ces observations avaient pour but d'identifier les défauts en surface créés par les opérations de tournage et de polissage, et de permettre une interprétation plus fine des résultats de mesure de rugosité.

La figure II.34-a montre, à faible grossissement, la surface du composite F3K10S après usinage en tournage.

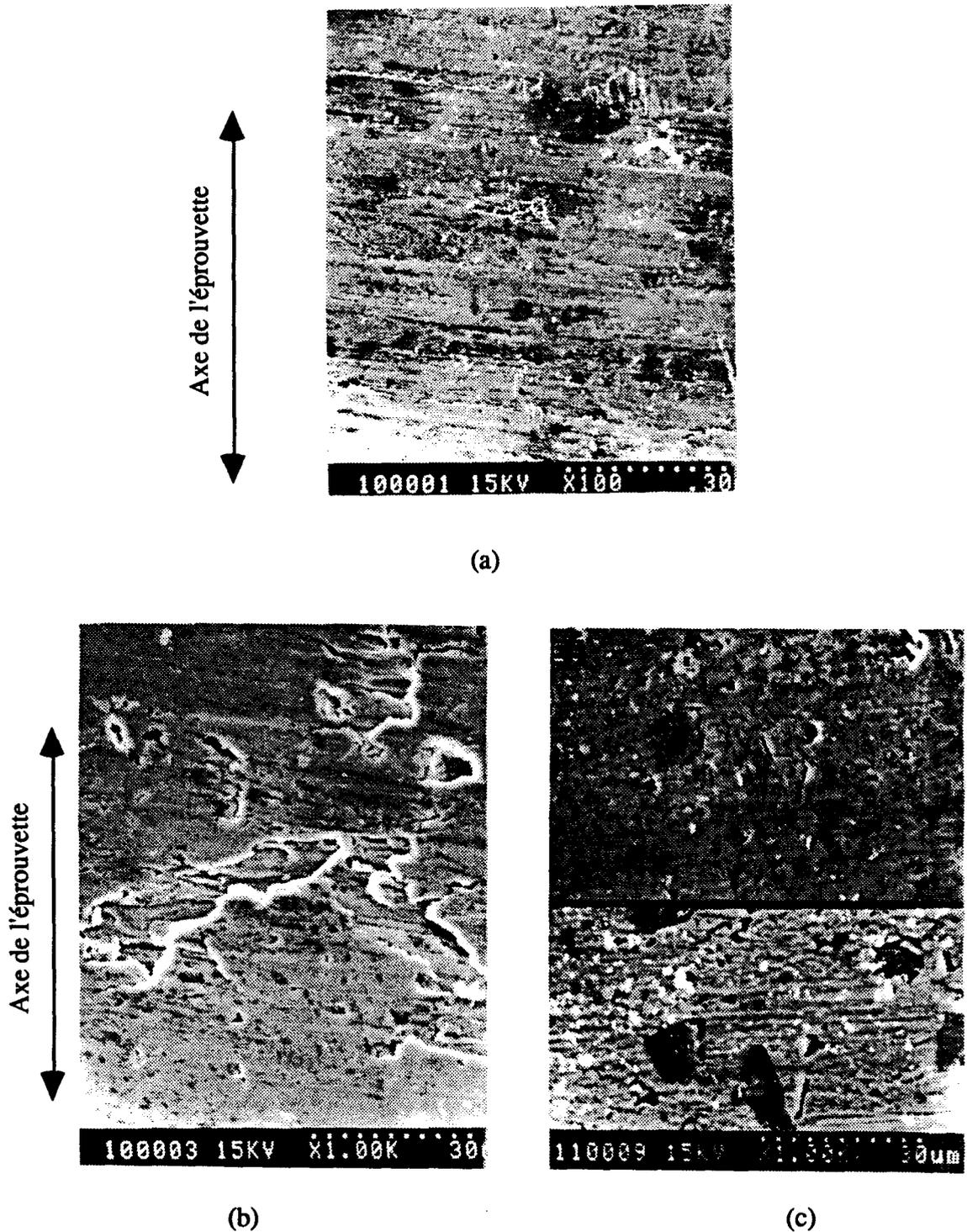


Figure II.34 : Observations au MEB de la surface du composite F3K10S après usinage en tournage
(a) : stries d'usinage circonférentielles ; (b) : macro-arrachement de la surface ;
(c) : particules SiC, sous la surface, observées en électrons rétrodiffusés (partie inférieure)

On remarque la présence de stries d'usinage circonférentielles espacées de la valeur de l'avance par tour de l'outil ($f = 0,1$ mm/tour). On note également des zones de macro-arrachements à plus fort grossissement (figure II.34.b).

La figure II.34.b fait également apparaître des micro-arrachements de particules (en haut à droite). On remarque en revanche peu de particules SiC. Ces particules sont en effet recouvertes, après usinage, d'un film de matrice et ne peuvent être détectées qu'en électrons rétrodiffusés (ER) (figure II.34.c) où elles apparaissent en noir.

A plus fort grossissement, certaines particules en surface présentent des décohésions à l'interface avec la matrice, suite au choc avec l'outil (figure II.35.a). D'autres particules arrachées laissent leur empreinte dans la matrice (figure II.35.b)

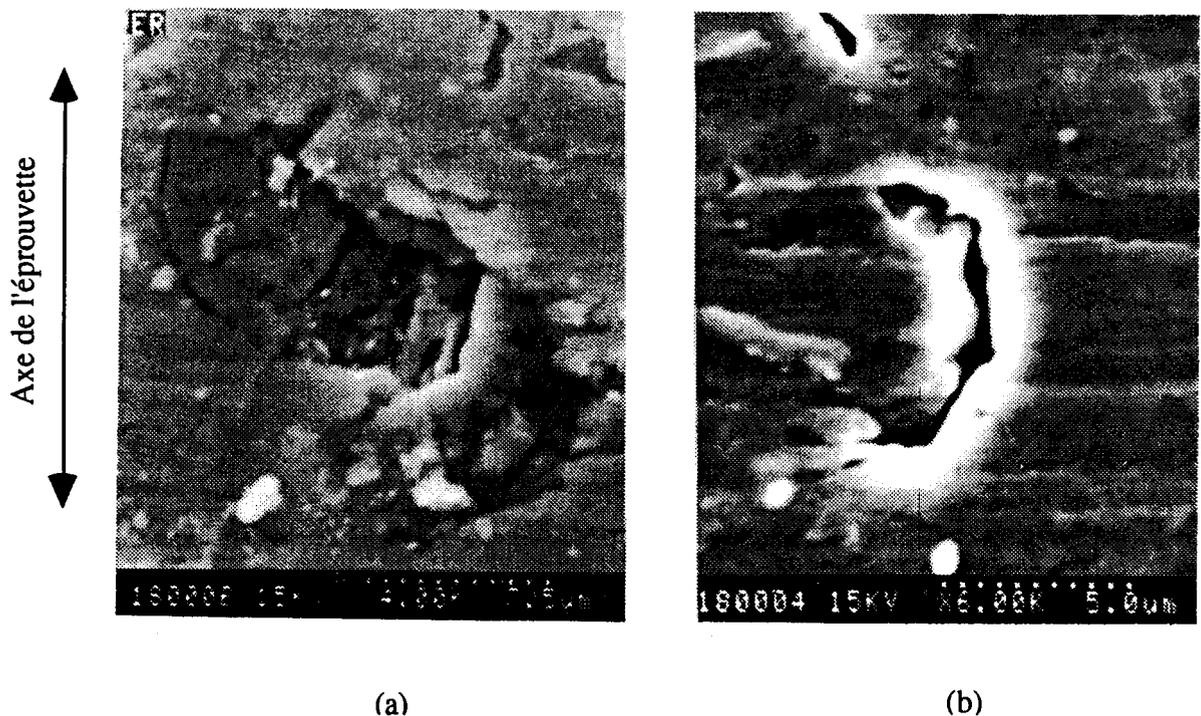


Figure II.35 : Observations au MEB de la surface du composite F3K10S après usinage en tournage
(a) : empreinte d'une particule SiC après arrachement
(b) : particule recouverte de matrice et décohésion à l'interface particule / matrice, en électrons secondaires

A l'état usiné poli, l'alliage A-S10U3NG non renforcé présente très peu de défauts en surface. Les stries circonférentielles de tournage ont disparu et seules quelques stries résiduelles longitudinales de polissage sont visibles. Le polissage mécanique à $1\ \mu\text{m}$ fait apparaître les précipités de Si et d'Al-Ni-Cu-Fe caractérisés lors de l'étude microstructurale. Des précipités sont ici rompus perpendiculairement à l'axe de l'éprouvette, vraisemblablement suite à l'opération de tournage (figure II.36).

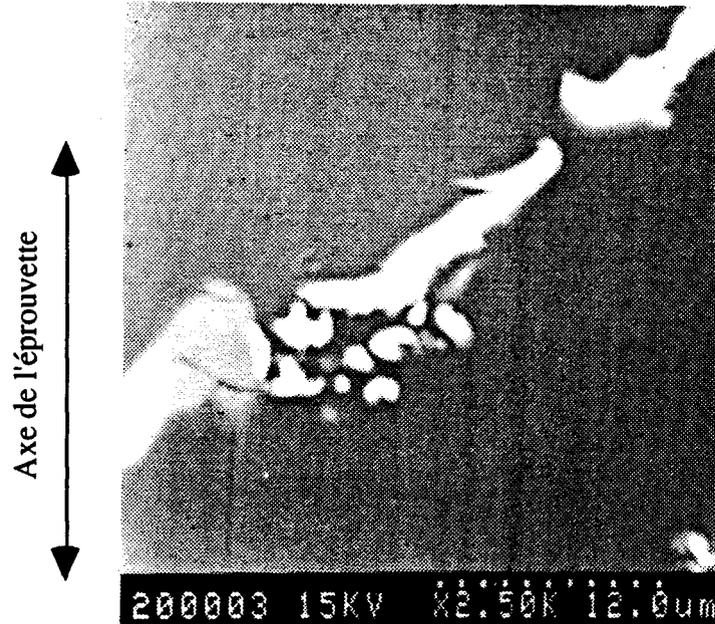


Figure II.36 : Observations au MEB en électrons rétrodiffusés de la surface de l'alliage A-S10U3NG non renforcé après polissage $1\ \mu\text{m}$ (précipités rompus suite à l'usinage)

La figure II.37-a au MEB en électrons rétrodiffusés (ER) montre, à faible grossissement, la surface du composite F3K10S après usinage puis polissage $1\ \mu\text{m}$. Comme pour l'alliage non renforcé, les stries d'usinage circonférentielles ont disparu, et très peu de stries longitudinales sont visibles à ce grossissement (Gx200). En revanche, l'observation en électrons rétrodiffusés fait apparaître de nombreuses particules (en noir) en surface, alors qu'il y en avait peu après tournage.

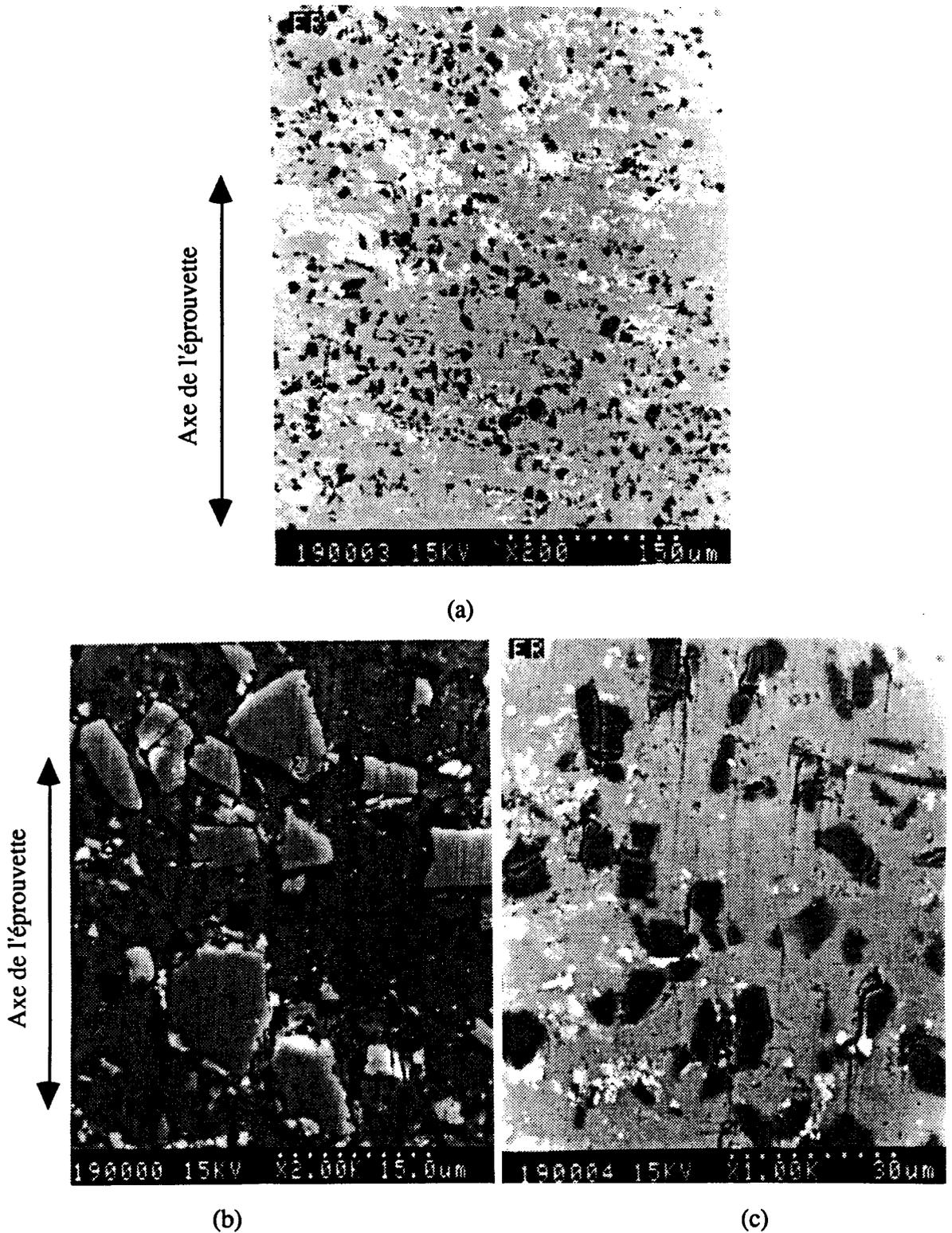


Figure II.37 : Observations au MEB de la surface du composite après polissage 1 μm

(a) : surface du composite F3K10S après polissage 1 μm (ER)

(b) : particules SiC en surface (ER)

(c) : particules SiC rompues ou présentant des décohésions avec la matrice (ER)



A plus fort grossissement, la figure II.37.b montre des particules "découvertes" suite au polissage. Cette figure ne fait apparaître aucune décohésion matrice / renfort, ni rupture de particules. Des micro-stries longitudinales créées par le polissage sont en revanche visibles dans la matrice et semblent démarrer à partir d'une extrémité de la particule. On retrouve ces mêmes stries sur la figure II.37.c qui fait apparaître, dans cette zone, des décohésions particule / matrice et des ruptures de particules.

Les observations et les interprétations au MEB en électrons rétrodiffusés des surfaces brut de fonderie de l'alliage A-S10U3NG non renforcé et du composite F3K10S se sont révélées très difficiles étant donné le nombre important de constituants présents en surface. Il est très difficile de repérer les particules au voisinage de la surface, et seule une microanalyse systématique permet de confirmer la présence d'une particule SiC. D'une manière générale, peu de particules ont été observées en surface par rapport à l'état usiné et usiné-poli (figure II.38). Les particule SiC sont recouvertes d'une couche d'oxydes (Al_2O_3 , MgO, CaO...) qui se forme instantanément lors du contact de l'aluminium liquide avec le moule (recouvert de poteyage) et avec l'air. La même couche d'oxydes a été observée sur la surface de l'alliage A-S10U3NG non renforcé à l'état brut de fonderie.

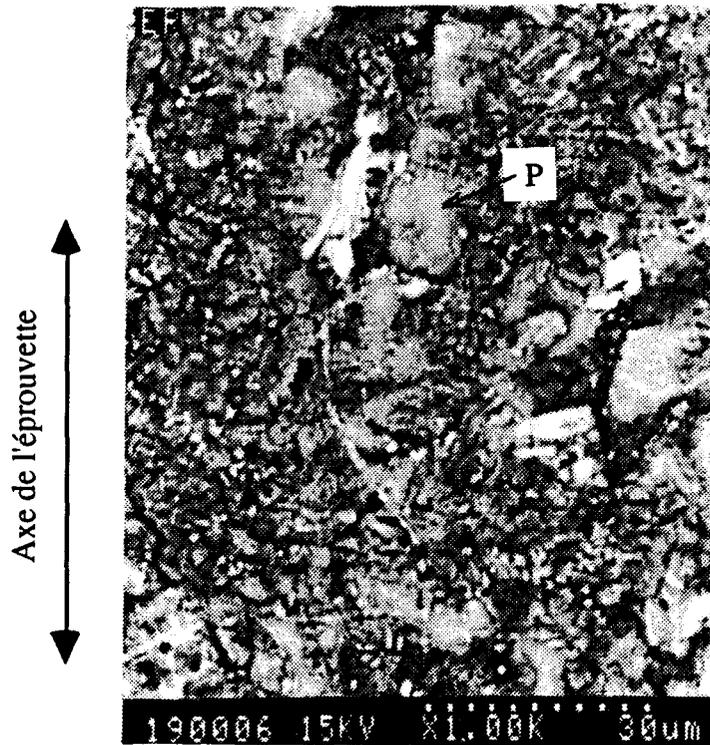


Figure II.38 : Observations au MEB en électrons rétrodiffusés de la surface du composite F3K10S à l'état brut de fonderie. (P) : particule SiC

II.9.2.2. Discussion - Conclusion

Malgré l'utilisation de conditions de coupe optimisées, l'observation au MEB de la surface du composite F3K10S après tournage a mis en évidence la présence de stries d'usinage circonférentielles espacées régulièrement de la valeur de l'avance par tour f de l'outil (stries qui seraient visibles après usinage en tournage sur tout matériau), de macro-arrachements, de décohésions matrice / particules et également d'arrachements de particules. Ces observations justifient donc la valeur de R_t plus importante sur le composite que sur la matrice, qui provient donc de défauts occasionnels créés par les particules SiC, comme le montre le profil relevé au rugosimètre.

Chambers [53] a étudié l'endommagement en surface après usinage d'un CMM A-G5 + 16 Vol. % Al_2O_3 . Il a constaté, sous la surface, la présence de particules rompues ou encore arrachées. Il observe que la profondeur de la zone endommagée s'étend jusqu'à 20 μm avec un outil carbure WC, alors qu'elle n'est que de 10 μm avec un outil diamant.

Le polissage 1 μm met à nu en surface un nombre important de particules. Certaines de ces particules sont rompues ou présentent des décohésions à l'interface matrice / renfort.

Contrairement à l'état poli, une couche d'oxydes recouvre les particules SiC à l'état brut de fonderie, faisant apparaître peu de particules en surface.

II.9.3. Observations au Microscope Laser Confocal

L'enregistrement de la surface à l'aide d'un rugosimètre mécanique donne un profil de la surface (voir figure A2-4 de l'annexe 2) qui peut s'écarter fortement de celui de la "surface réelle", notamment à l'échelle de la particule SiC. Afin d'étudier plus finement le profil de la surface au voisinage de l'interface particule / matrice, des observations ont été réalisées à l'aide d'un microscope laser confocal.

II.9.3.1. Dispositif expérimental

Un Microscope Laser Confocal permet, à partir du balayage d'une surface par un faisceau laser focalisé en tout point de la surface, d'obtenir une image de la surface avec une grande profondeur de champ, à fort grossissement ($\times 100$). On peut ainsi extraire le profil en altitude d'une ligne de cette surface avec une résolution d'environ 0,25 μm . La figure II.39 montre un exemple de figure obtenue à partir du relevé d'un profil, où apparaît notamment la ligne de mesure du profil [127].

L'utilisation du microscope laser confocal Lasertec 1LM11 n'a pas permis l'étude de la surface brute d'usinage et brute de fonderie, de part sa résolution trop fine. Seule la surface à l'état usiné-poli a pu être observée.

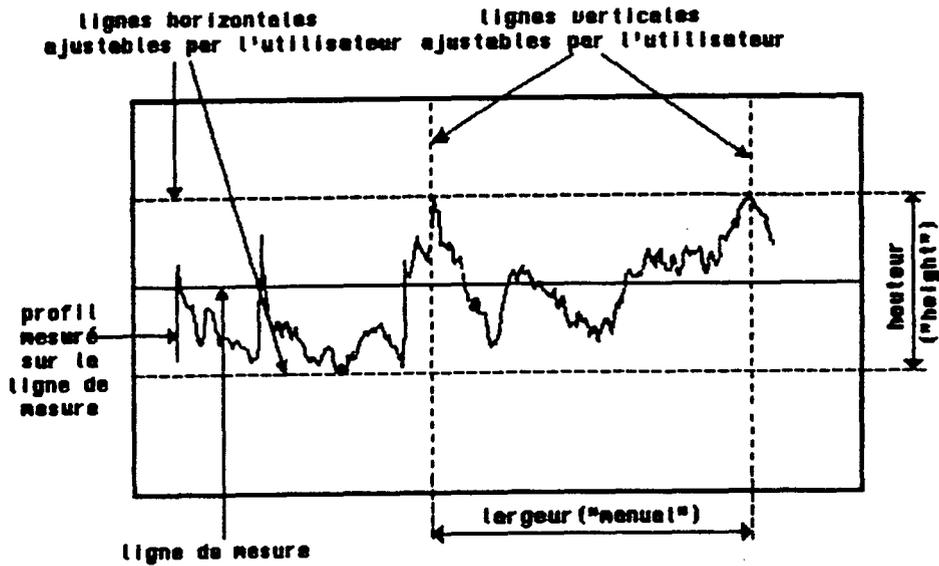


Figure II.39 : Exemple d'image obtenue à partir du microscope laser confocal LM11. (la valeur "manual" représente la distance entre les deux lignes discontinues verticales ; la valeur "height" représente la hauteur du profil entre les deux lignes discontinues horizontales [127])

II.9.3.2. Observations du composite F3K10S UP

Des observations du relief de la surface de la matrice ont été réalisées au voisinage des particules SiC, sur le composite F3K10S poli 1 μm . La figure II.40 montre le profil obtenu sur la génératrice d'une éprouvette de fatigue oligocyclique. La partie gauche de la photo montre une rugosité très faible dans la matrice et plus élevée sur la grosse particule SiC (largeur de la particule = 17 μm). On remarque également une continuité du profil au passage matrice / particule, montrant l'absence de toute décohésion à l'interface. Plus à droite, des arrachements dans la matrice semblent créer des défauts ponctuels importants (8 μm).

La figure II.41 montre la présence d'autres pics au voisinage de l'interface particule / matrice. Il est cependant difficile de conclure sur la signification exacte de ces pics qui peuvent certes traduire la présence d'une décohésion à l'interface, mais qui peuvent également provenir d'une diffraction du rayon laser.

Une maîtrise insuffisante de cette technique d'analyse prometteuse, limite malheureusement nos conclusions. L'observation de l'endommagement initial en surface doit cependant être observé et caractérisé à l'échelle de la particule, ce que ne nous permet pas le rugosimètre utilisé. D'autres techniques, comme le microscope à force atomique qui permet de donner la topographie d'une surface à très faible échelle [129], doivent être essayées.

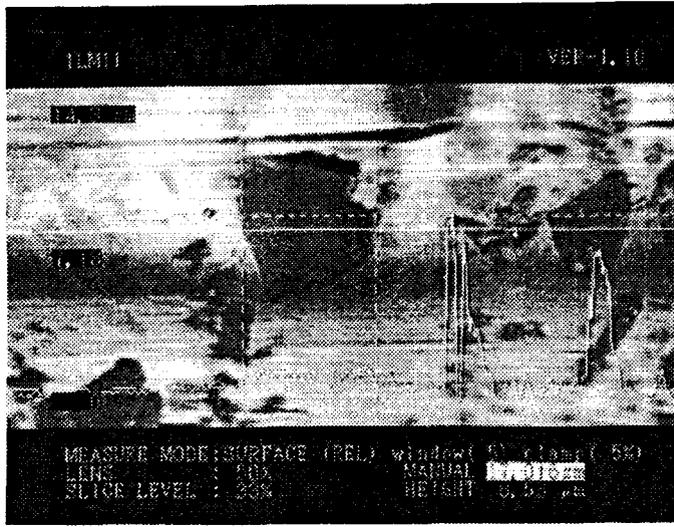


Figure II.40 : Observation au microscope laser confocal du composite F3K10S poli 1 μm

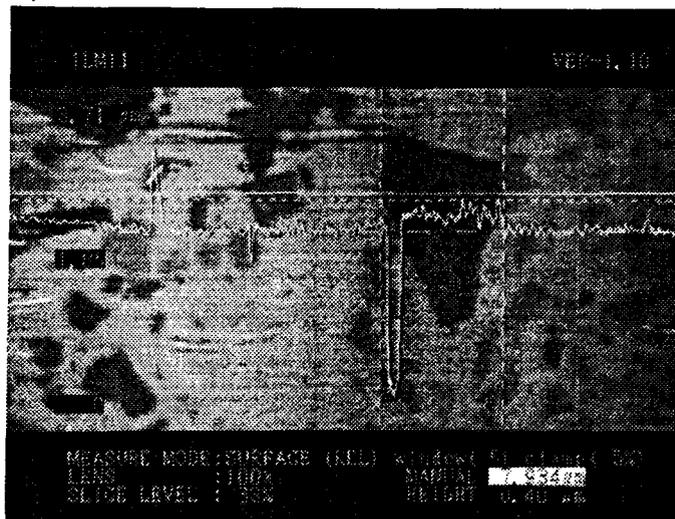


Figure II.41 : Observation au microscope laser confocal du composite F3K10S poli 1 μm , avec présence d'un pic à l'interface matrice / particule

II.9.4. Contraintes résiduelles

Des mesures de contraintes résiduelles en surface ont été réalisées par rayons X au CETIM - Senlis sur le composite dans les états brut de fonderie (BF), usiné (U) et usiné-poli (UP).

II.9.4.1. Résultats expérimentaux

Cette technique permet de mesurer une contrainte moyenne entre la matrice et le renfort SiC, sur une profondeur d'environ 15 à 30 μm . La raie de diffraction enregistrée est la raie $K\alpha$ du chrome, diffractée par les plans (222) de l'aluminium [63]. Les directions des contraintes σ_{11} et σ_{22} sont les directions longitudinales et transversales des éprouvettes.

Le tableau II.13 donne les résultats obtenus pour les différents états de surface, en précisant les erreurs de reproductibilité.

Contraintes	F3K10S (Brut de fonderie)	F3K10S (usiné)	F3K10S (usiné-poli 1 μm)
σ_{11} (MPa)	- 78 \pm 7	- 137 \pm 7	- 131 \pm 18
σ_{22} (MPa)	- 92 \pm 7	- 69 \pm 7	- 159 \pm 17
σ_{12} (MPa)	- 10 \pm 6	43 \pm 6	- 14 \pm 17

Tableau II.13 : Contraintes résiduelles dans le composite F3K10S aux états BF, U et UP

Le composite à l'état brut de fonderie possède en surface des contraintes de compression relativement élevées. Après usinage en tournage, on note une augmentation des contraintes résiduelles de compression en surface. La contrainte de cisaillement σ_{12} est également importante.

Les résultats des mesures après polissage 1 μm montrent de nouveau une augmentation des contraintes résiduelles de compression par rapport à l'état usiné-poli. Le polissage mécanique longitudinal introduit donc des contraintes résiduelles de compression au voisinage de la surface. A l'état usiné-poli les contraintes résiduelles en surface sont par conséquent des contraintes de compression quasi-isotrope ; les directions principales sont les directions longitudinales et transversales.

II.9.4.2. Discussion - Conclusion

La présence de contraintes résiduelles moyennes (dans la matrice et le renfort SiC) de compression en surface sur le composite F3K10S BF, s'explique par la progression de la solidification de l'extérieur du barreau vers l'intérieur. Les contraintes résiduelles ainsi créées sont des contraintes résiduelles d'origine thermique. Le mécanisme schématisé figure II.42 (d'après [130]), permet de comprendre l'apparition des contraintes résiduelles le long d'un diamètre d'un barreau cylindrique.

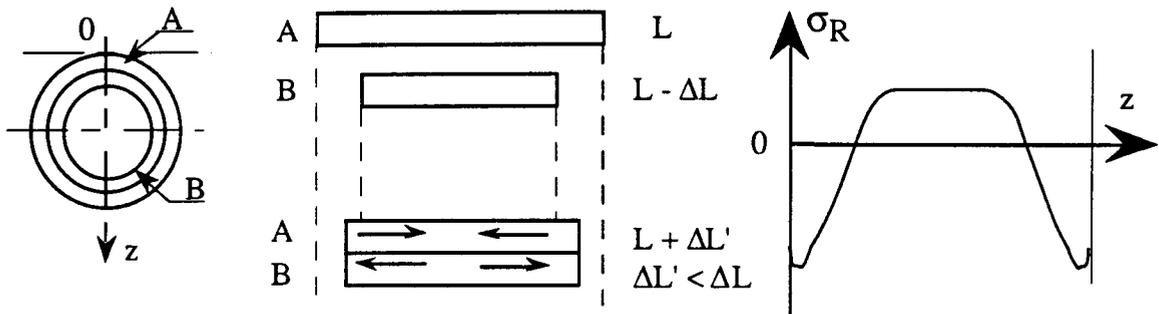


Figure II.42 : Contraintes résiduelles créées lors de la solidification d'un barreau cylindrique.

La couche extérieure A solidifiée, d'une longueur L, est sollicitée par la couche B contractée. Ce modèle conduit donc à l'apparition de contraintes résiduelles σ_R de compression en surface alors qu'elles sont de traction à cœur. Le même type de raisonnement peut être fait pour l'étude des contraintes résiduelles après traitement thermique qui influent également sur l'état de contrainte final ([131], [132]).

Ce mécanisme est valable dans le cas de "couches" de matériaux A et B homogènes. La présence de particules SiC dans l'aluminium, qui possèdent (cf § I.1.8) un coefficient de dilatation thermique différent de celui de l'aluminium, vient compliquer le champ des contraintes résiduelles. La figure II.43 montre qu'après refroidissement d'une température T_s (température en dessous de laquelle un transfert de charge mécanique entre le renfort SiC et la matrice peut être réalisé : $T_s \approx 250^\circ\text{C}$ [133]) jusqu'à la température ambiante, les contraintes résiduelles dans la matrice seront en traction alors qu'elles seront en compression dans le renfort SiC.

Les valeurs de ces contraintes sont proportionnelles à $(\alpha_m - \alpha_{\text{SiC}}) \cdot (T_s - T_{\text{amb}})$ [134] mais aussi à la fraction volumique de renfort.

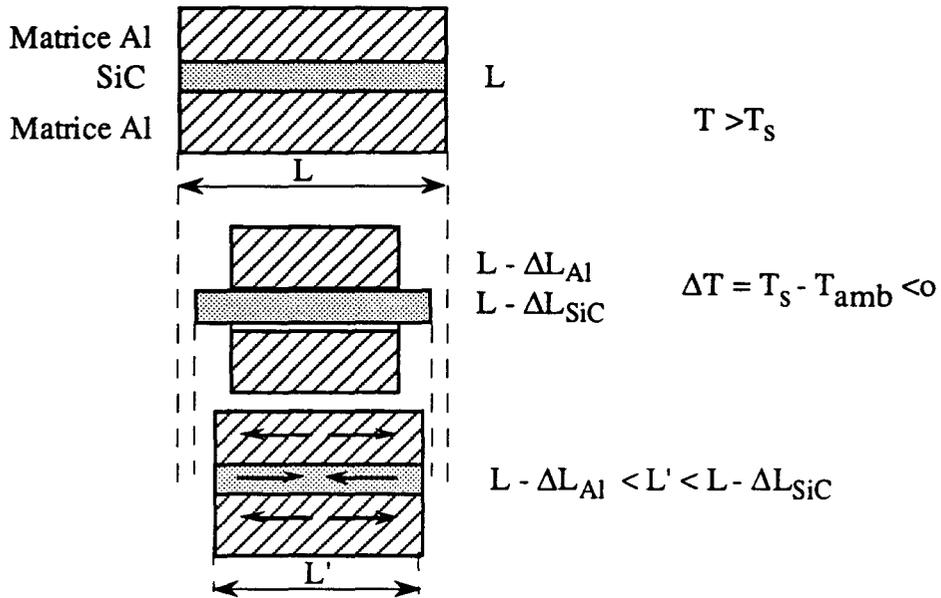


Figure II.43 : Contraintes résiduelles dans la matrice et dans le renfort SiC lors d'un refroidissement de T_s à la T_{amb} .

Les contraintes résiduelles moyennes en surface sur le composite F3K10S BF ne permettent donc pas de conclure quant au signe des contraintes dans chaque phase. On peut pourtant penser que la matrice et les renforts sont tous deux en compression au voisinage de la surface. Dans ce cas, l'équilibre mécanique aura lieu en sous couche et un mécanisme d'équilibre global se superposera au mécanisme d'équilibre local ([60], [63]).

L'usinage d'un matériau homogène en tournage, suivant le mécanisme proposé à la figure II.44 [d'après 130], génère en surface des contraintes résiduelles de compression, si l'on ne tient compte que de la déformation plastique, en dehors de tout échauffement. Ces contraintes résiduelles sont donc supposées purement d'origine mécanique.

Dans la pratique, l'opération de tournage crée non seulement une déformation plastique provenant de l'enlèvement de matière, mais aussi un gradient thermique suite à l'échauffement lors de la coupe, et même une éventuelle transformation de phase si la température atteinte est suffisamment élevée. Aux contraintes résiduelles d'origine mécanique (plastification), viennent donc se superposer des contraintes résiduelles d'origine thermique (échauffement) et éventuellement métallurgique (changements de phase) [d'après 130]. On comprend donc aisément que les conditions d'usinage peuvent influencer largement sur l'état des contraintes résiduelles en surface. Une étude de l'évolution des contraintes résiduelles en fonction de la profondeur permettrait sans doute de mettre en évidence l'épaisseur sur laquelle l'état de contrainte est modifié par l'usinage.

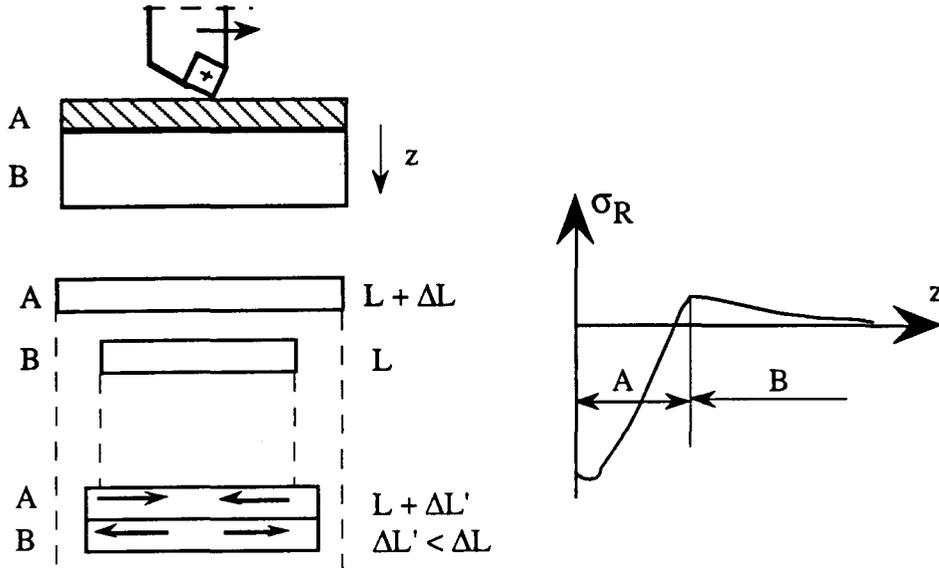


Figure II.44 : Contraintes résiduelles créées par déformation plastique en l'absence de tout échauffement [130]

L'usinage du composite F3K10S en tournage, avec les conditions de coupe précisées précédemment, a conduit à des contraintes résiduelles moyennes de compression en surface. Ces valeurs sont en réalité la combinaison des contraintes résiduelles dues à l'élaboration et des contraintes résiduelles d'usinage.

Ces résultats semblent cependant en contradiction avec les résultats de Lu et al. [63] qui observaient, après usinage en tournage d'un composite 2124 + 15% Vol. SiC_p, de faibles contraintes résiduelles de traction dans la matrice de ce composite. Ces résultats montrent de nouveau l'importance des conditions d'usinage sur l'état final des contraintes résiduelles, comme nous le signalions dans l'étude bibliographique (cf § I.1.7).

Les zones utiles des éprouvettes de composite F3K10S possèdent de fortes contraintes résiduelles moyennes de compression, au voisinage de la surface sur une profondeur de 15 à 30 μm , dans les états BF, U et UP. Ces fortes contraintes résiduelles de compression sont par conséquent globalement favorables au comportement mécanique du matériau dans le cas de sollicitations générant des contraintes de traction. Nous ne connaissons cependant rien quant à, d'une part, leur répartition entre la matrice et les renforts, et d'autre part leur répartition en profondeur sous la surface. La répartition de contrainte matrice / renfort risque en effet de jouer un rôle essentiel dans les mécanismes d'endommagement en traction monotone ou en fatigue oligocyclique.

II.10. Conclusion

Dans ce chapitre, nous nous sommes attachés à définir l'ensemble des paramètres "Matériau", susceptibles d'influer sur les propriétés mécaniques en traction monotone et en fatigue oligocyclique du composite F3K10S (Al-SiC de fonderie), qui seront étudiées par la suite.

Une élaboration soignée du composite et de l'alliage non renforcé permet l'obtention de matériaux sains, c'est à dire avec la présence d'un minimum de défauts. Une étude par analyse thermique différentielle ainsi qu'un critère portant sur la ductilité du composite, nous a permis de définir les conditions de traitement thermique T6. L'étude microstructurale a montré la présence de nombreux précipités, dans l'alliage non renforcé et dans le composite, en raison du nombre élevé de constituants de la matrice. La répartition des renforts dans le composite est macroscopiquement homogène mais microscopiquement s'organise, comme pour les précipités, en réseau autour des dendrites.

La mise au point d'une gamme d'usinage optimisée vis à vis de la rugosité de surface résultante, a montré que le composite F3K10S reste difficile à usiner. Le nombre des défauts (décohésion à l'interface matrice / renfort, arrachements de particules...) créés par l'usinage est très nettement réduit après polissage mécanique longitudinal 1 μm .

Les opérations d'usinage et de polissage créent un état de contraintes résiduelles moyennes de compression, au voisinage de la surface.

CHAPITRE III :

COMPORTEMENTS EN

TRACTION MONOTONE

**SOMMAIRE CHAPITRE III :
COMPORTEMENTS EN TRACTION MONOTONE**

III.1. Introduction.....	149
III.2. Conditions d'essai	149
III.2.1. Installation expérimentale	149
III.2.2. Eprouvettes.....	150
III.3. Résultats expérimentaux	151
III.4. Etude microfractographique	157
III.5. Endommagement en traction monotone du composite F3K10S	160
III.6. Influence de l'élaboration sur les propriétés en traction monotone	162
III.7. Discussion des résultats expérimentaux de traction monotone	164
III.8. Influence de l'état de surface en traction monotone.....	169
III.8.1. Résultats expérimentaux	169
III.8.2. Discussion	173
III.9. Conclusion	174

CHAPITRE III : COMPORTEMENTS EN TRACTION MONOTONE

III.1. Introduction

Des essais de traction monotone ont été réalisés afin de caractériser l'influence de divers paramètres (élaboration, microstructure de la matrice, état de surface...) sur les propriétés mécaniques du composite et de l'alliage non renforcé.

Dans ce chapitre, nous présentons successivement les conditions d'essais, l'ensemble des résultats expérimentaux obtenus à partir d'éprouvettes avec un état de surface usiné, l'étude microfractographique des faciès de rupture, les mécanismes d'endommagement en traction monotone et l'influence des conditions d'élaboration. Une discussion permet enfin de synthétiser l'ensemble de ces résultats.

L'influence de l'état de surface en traction monotone est ensuite étudiée.

III.2. Conditions d'essai

Les essais de traction monotone sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le composite F3K10S ont été réalisés en déformation totale imposée, à la vitesse de déformation totale $\dot{\epsilon}_t = 1,5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, suivant les recommandations de la norme concernant les alliages d'aluminium de fonderie ASTM B 557M [135]. La déformation totale était mesurée à l'aide d'un extensomètre longitudinal à couteaux et jauges de déformation.

III.2.1. Installation expérimentale

La machine d'essais mécaniques utilisée était une machine hydraulique servocontrôlée INSTRON 8501 équipée d'une cellule de charge de 50 kN.

Le pilotage de la machine et l'acquisition des données étaient assurés par le logiciel FLAPS (Fatigue Laboratory Application Package Software), développé par INSTRON et implanté ici sur IBM PS/2 8580 (figure III.1).

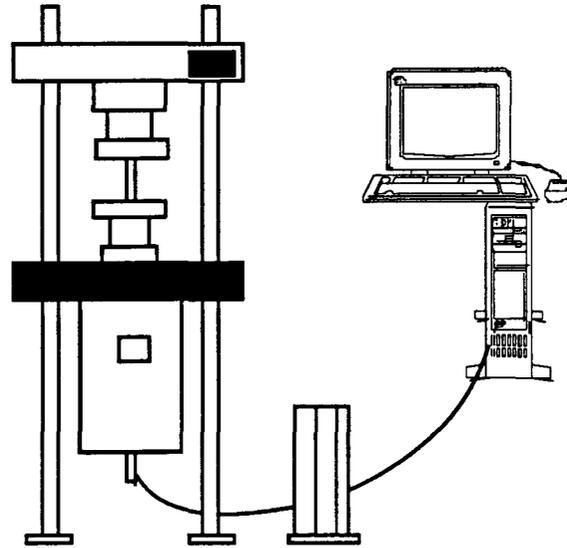


Figure III.1 : Schéma de l'installation expérimentale

III.2.2. Epreuves

Les éprouvettes de traction monotone pour l'alliage non renforcé et pour le composite ont été usinées à partir des barreaux représentés en figure II.3, suivant la gamme d'usinage définie au paragraphe II.7. La géométrie était conforme au dessin de définition donné en figure III.2.

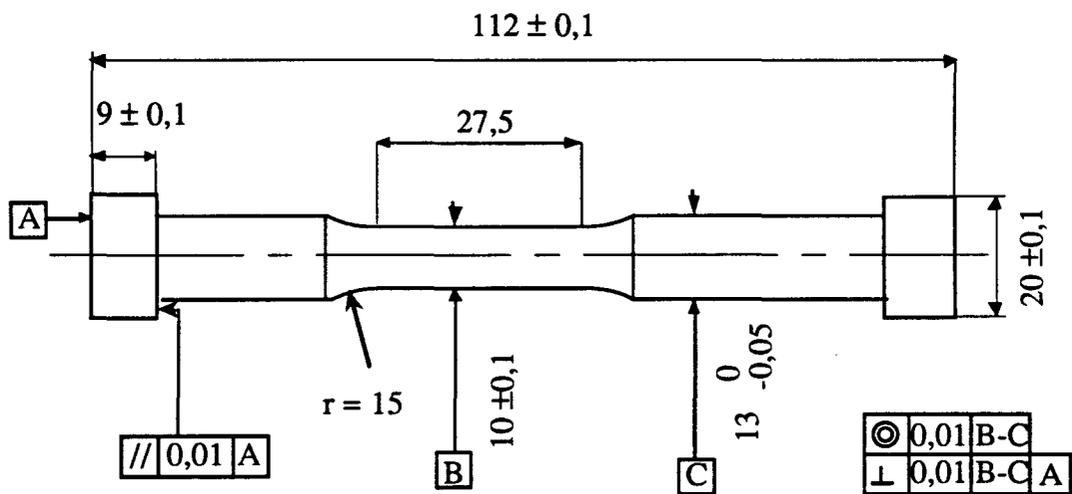


Figure III.2 : Dessin de définition de l'éprouvette de traction monotone

Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes à l'état usiné (tournage), sauf indications contraires.

III.3. Résultats expérimentaux

Des essais de traction monotone ont été réalisés sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le composite F3K10S, à l'état brut de fonderie, à l'état T4 (Mise en solution (MS) 8h à 493°C + Trempe à l'eau) et à l'état T6 (MS 8h à 493°C + Trempe à l'eau + Vieillessement accéléré à 175°C). Pour le traitement T6, la durée de vieillissement est de 5h pour l'alliage non renforcé et de 1h30 pour le composite, sauf indications contraires.

Le tableau III.1 présente les propriétés mécaniques monotones moyennes obtenues (ainsi que celles annoncées par le fournisseur Duralcan). Ces résultats sont la moyenne de plusieurs essais, dont le nombre est indiqué entre parenthèses. L'ensemble des résultats expérimentaux est présenté dans le tableau A3.1 de l'annexe 3.

Matériau	E (MPa)	Re0,02 (MPa)	Re0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A%
A-S10U3NG Brut (2)	74 500	127	197	244	0,6
F3K10S Brut (2)	89 500	110	192	240	0,5
F3K10S Brut- Données Duralcan	87600	-	179	255	0,7
A-S10U3NG T4 (MS 8h à 493°C+TE) (1)	81 500	148	215	300	1,8
F3K10S T4 (MS 8h à 493°C+TE) (2)	92 200	152	235	275	0,5
A-S10U3NG T6 (MS 8h 493°C+TE+V 5h 175°C) (4)	76 500	260	322	331	0,27
F3K10S T6 (MS 8h 493°C+TE+V 1h 175°C) (2)	91500	166	254	293	0,48
F3K10S T6 (MS 8h 493°C+TE+V 1h30 175°C) (3)	92 000	185	272	291	0,29
F3K10S T6 (MS 8h 493°C+TE+V 2h 175°C) (2)	96 200	204	298	298	0,2
F3K10S T6 (MS 8h 493°C+TE+V 2h40 175°C) (2)	95 900	211	-	295	0,18
F3K10S T6 (MS 8h 493°C+TE+V 5h 175°C) (2)	93 000	248	-	312	0,12
F3K10S T6- Données Duralcan	87600	-	359	372	0,3

Tableau III.1 : Propriétés mécaniques monotones

(MS : Mise en solution, TE : Trempe à l'Eau, V : Vieillessement)

Les courbes de traction monotone permettent d'interpréter plus facilement l'ensemble des résultats présentés dans le tableau III.1.

La figure III.3 montre les courbes de traction monotone de l'alliage non renforcé traité T6 (vieillessement 5h à 175°C) et du composite traité T6 (vieillessement 1h30 à 175°C). Il est rappelé que ces durées de vieillessement ont été définies comme conduisant à la même ductilité ($A\% \approx 0,27\%$) sur l'alliage non renforcé et sur le composite (cf § II.5.3.2).

On note tout d'abord l'extrême fragilité des deux matériaux caractérisée, par un allongement à rupture très faible. L'adjonction de renforts à la matrice permet l'augmentation du module d'Young du composite, d'environ 20% dans l'état T6. En revanche, les limites d'élasticité à 0,02 et 0,2 de déformation plastique et la résistance à rupture R_m sont plus faibles sur le composite, contrairement à notre attente.

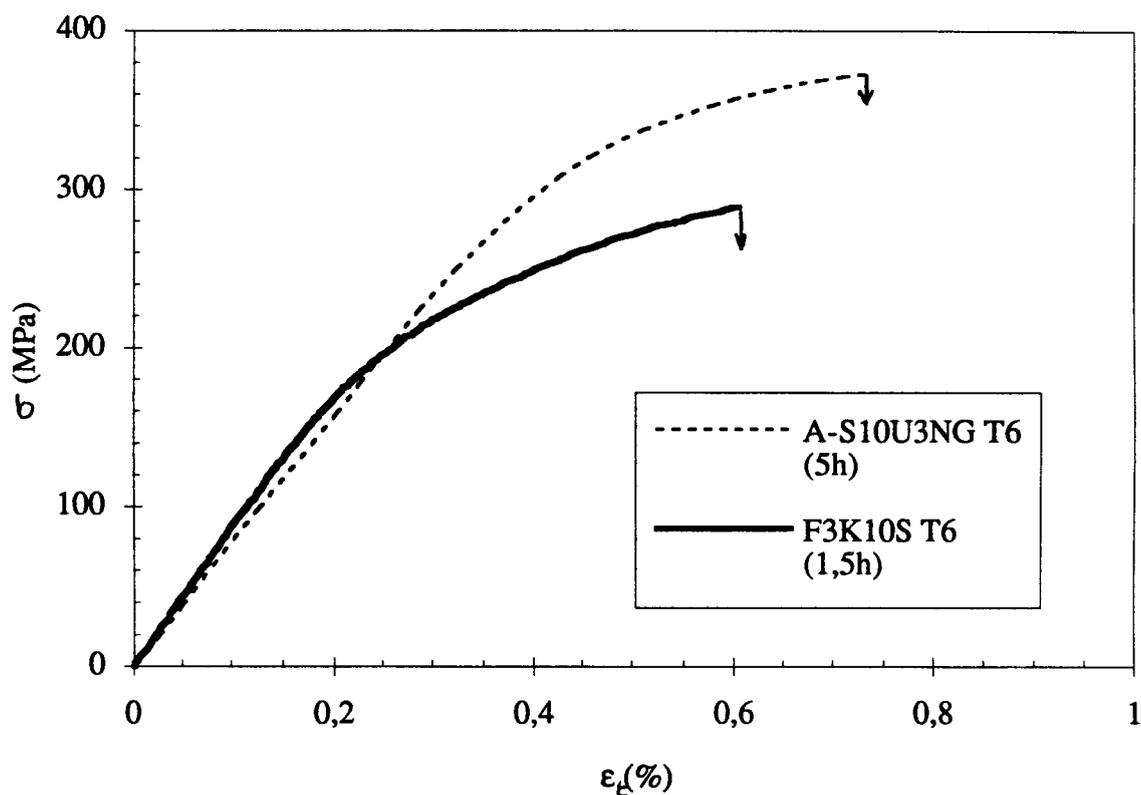


Figure III.3 : Courbes de traction monotone de l'alliage A-S10U3NG non renforcé et du composite F3K10S, à l'état T6

La figure III.4 montre l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques monotones de l'alliage non renforcé. L'alliage non renforcé à l'état brut de fonderie (sans traitement thermique) possède la moins bonne résistance, comparée aux états T4 et T6, de part la précipitation grossière qui survient au cours de la solidification. Un vieillissement accéléré à 175°C augmente la résistance mécanique par rapport à l'état T4 (mise en solution et trempe à l'eau), mais réduit notablement la ductilité du matériau.

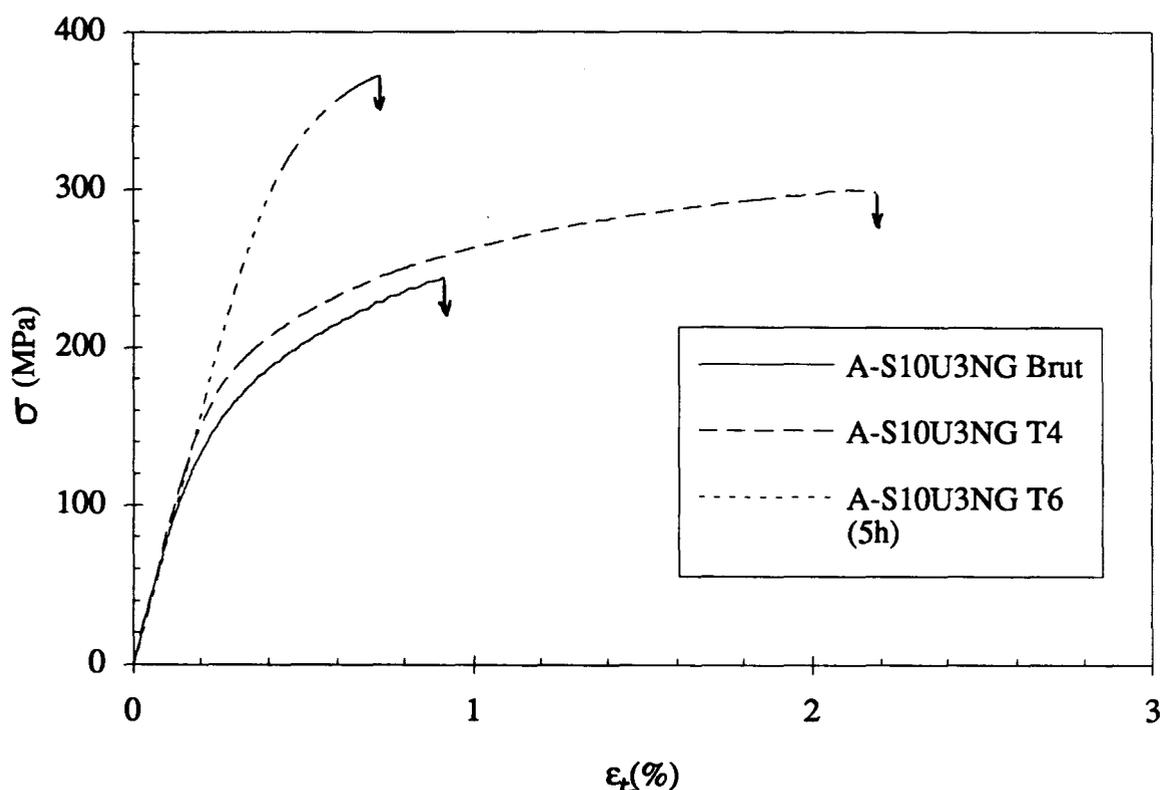


Figure III.4 : Influence du traitement thermique sur le comportement en traction monotone de l'alliage A-S10U3NG non renforcé

La figure III.5 montre l'influence du traitement thermique sur les propriétés en traction monotone du composite F3K10S. On remarque un comportement tout à fait analogue à celui obtenu sur l'alliage non renforcé. L'augmentation de la durée de vieillissement de 1h30 à 5h (qui correspondent au "plateau" du maximum de dureté) accroît la résistance du composite, mais diminue sa ductilité. L'augmentation de la résistance R_m du composite avec la durée de vieillissement peut s'expliquer par l'augmentation du nombre de précipités créés dans la matrice, qui conduit à son durcissement par un mécanisme d'interaction entre les plus petits précipités et les dislocations. Une étude en microscopie en transmission permettrait de vérifier cette hypothèse.

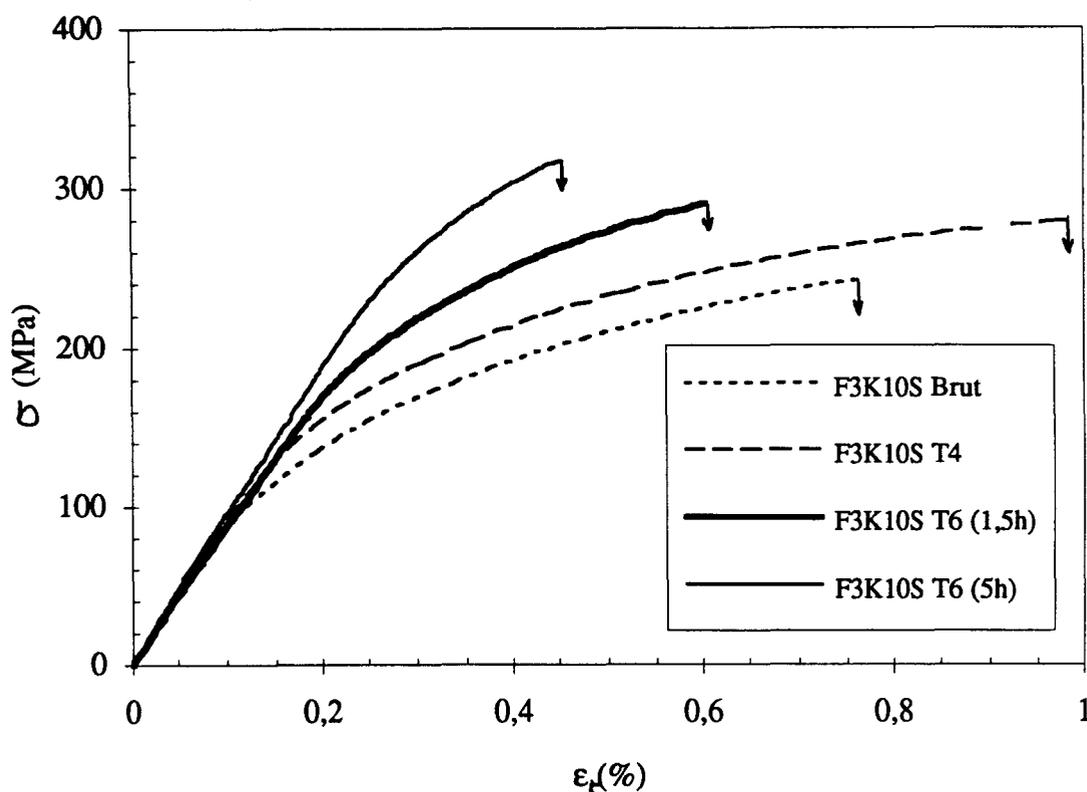


Figure III.5 : Influence du traitement thermique sur le comportement en traction monotone du composite F3K10S

La superposition des courbes de traction monotone de l'alliage non renforcé et du composite, sans traitement thermique et pour le traitement thermique T6 (figure III.6), permet de situer ces courbes les unes par rapport aux autres. L'augmentation de la raideur avec diminution des limites d'élasticité à 0,2% et 0,02%, du composite traité T6 (1h30) par rapport à l'alliage non renforcé traité T6 (5h) conduit au croisement des deux courbes aux environs de 200 MPa.

L'influence du temps de vieillissement à 175°C sur les propriétés en traction monotone du composite F3K10S a déjà été présentée au paragraphe II.6.3.2. Cette étude avait montré la diminution de $A\%$, l'augmentation de $R_{e0,02}$ et $R_{e0,2}$ ainsi que la stabilité de R_m en fonction de la durée de vieillissement.

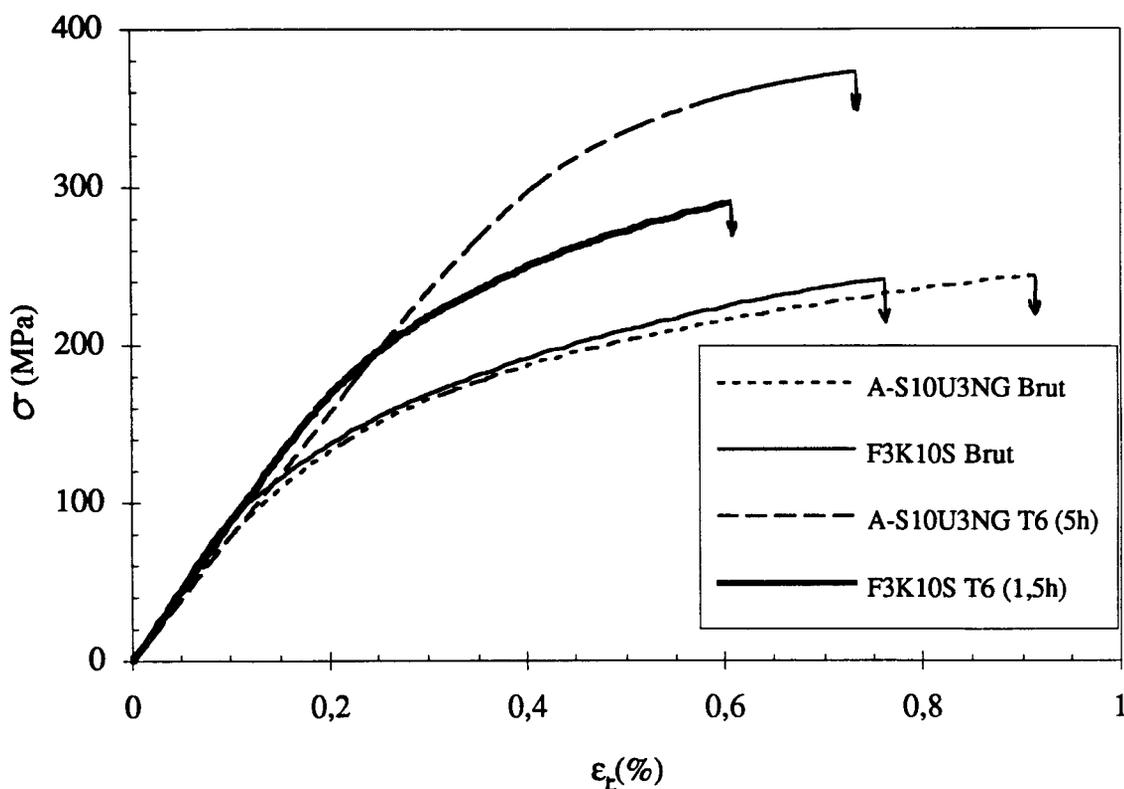


Figure III.6 : Influence du traitement thermique sur les propriétés en traction monotone sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et le composite F3K10S

Les trois graphes suivants résument, sous forme d'histogrammes, les propriétés en traction monotone (successivement module d'Young E , allongement à rupture $A\%$, limites d'élasticité $R_{e0,02}$ et $R_{e0,2}$ ainsi que résistance à rupture R_m) du tableau III.1 et les comparent aux propriétés mécaniques annoncées par Duralcan.

La figure III.7 montre la nette amélioration du module d'Young du composite par rapport à l'alliage non renforcé, quelles que soient les conditions de traitement thermique. Les valeurs déterminées expérimentalement sont légèrement supérieures à celles annoncées par le fournisseur Duralcan. L'allongement à rupture de l'alliage non renforcé et du composite à l'état T6 sont proches de la valeur 0,3% attendue ; il en est de même à l'état brut de fonderie (figure III.8). La figure III.9 montre que la limite d'élasticité à 0,2% et la résistance à rupture R_m du composite F3K10S à l'état brut de fonderie et à l'état T6 sont inférieures à celles annoncées par Duralcan et inférieures à celles de l'alliage non renforcé.

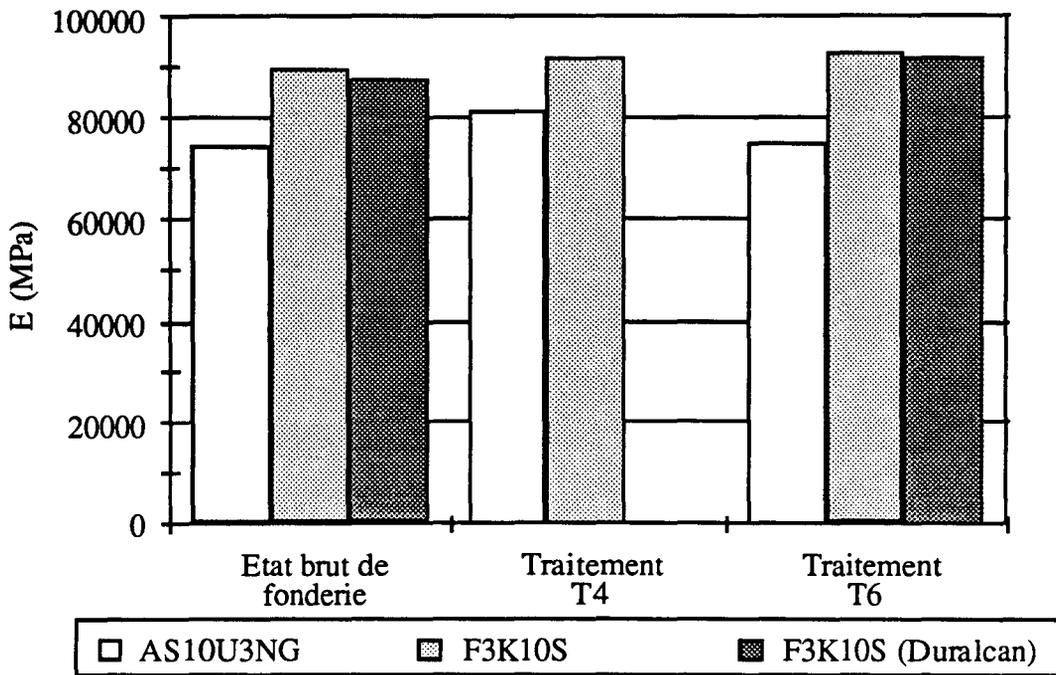


Figure III.7 : Modules d'Young E en traction monotone

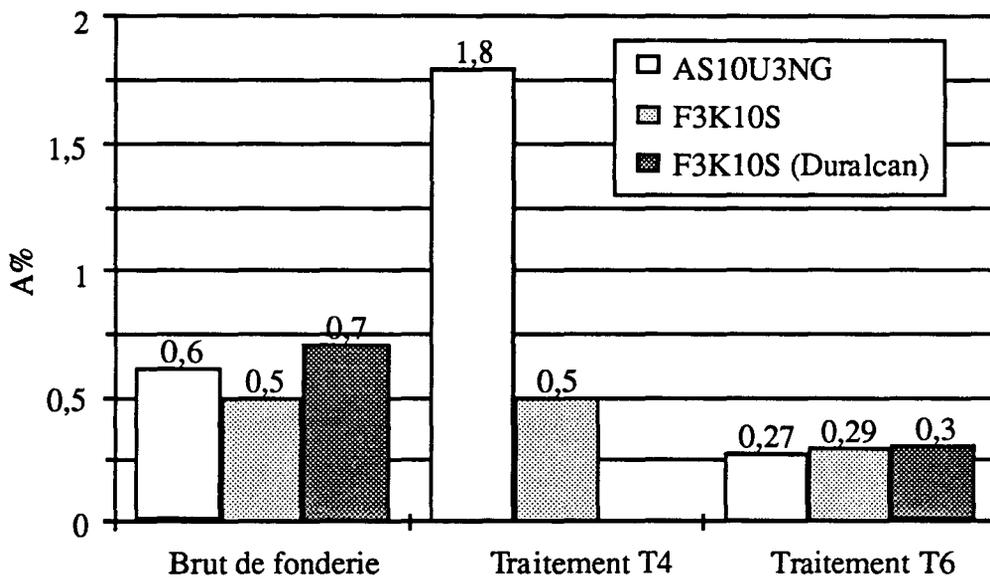


Figure III.8 : Allongements à rupture $A\%$ en traction monotone

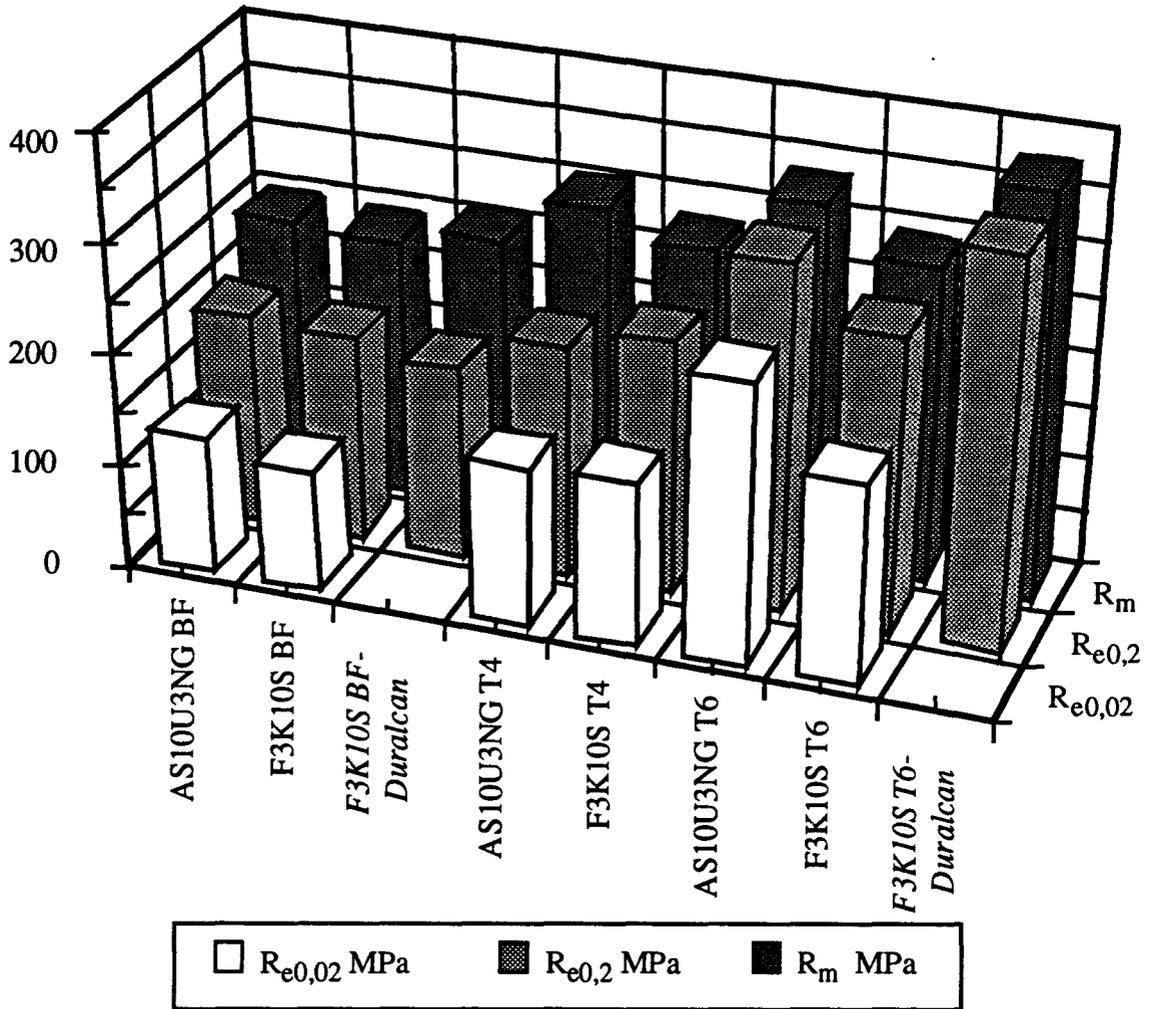


Figure III.9 : $R_{e0,02}$, $R_{e0,2}$ et R_m en traction monotone

III.4. Etude microfractographique

Une étude microfractographique, à la loupe binoculaire puis au microscope électronique à balayage (MEB), a été réalisée à divers grossissements, sur l'alliage AS10U3NG non renforcé et sur le composite F3K10S.

Les observations à la loupe binoculaire des éprouvettes rompues en traction monotone n'ont montré aucun phénomène de striction, confirmant le comportement fragile à la fois de l'alliage non renforcé et du composite, quelles que soient les conditions de traitement thermique. L'observation à la loupe binoculaire du faciès de rupture du composite à l'état

T6 (figure III.10) montre la présence de larges inclusions (en noir sur la photo), provenant de l'élaboration.

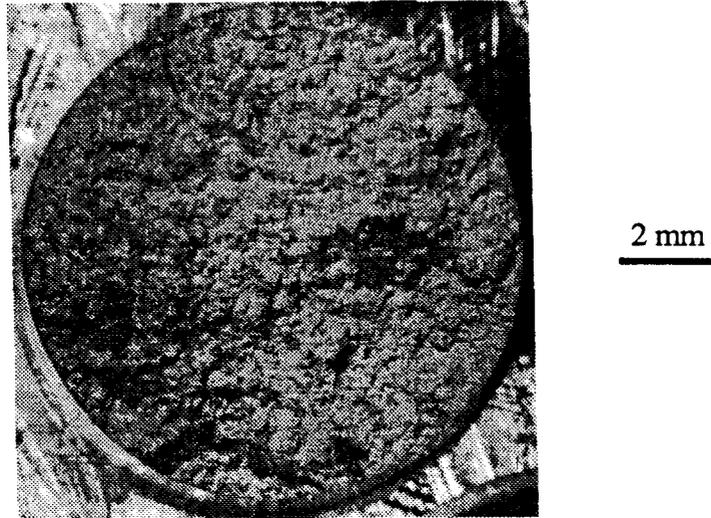


Figure III.10 : Faciès de rupture en traction monotone du composite F3K10S, observé à la loupe binoculaire

A plus fort grossissement (au MEB en électrons secondaires) on remarque la présence de microretassures sur le faciès du composite, dans une proportion plus importante que celle observée sur une coupe transversale polie (figure III.11). Certaines de ces microretassures peuvent atteindre 200 μm . Ces microretassures font apparaître la structure dendritique de la matrice formée durant la solidification. La présence de ces microretassures sur le faciès montre qu'elles jouent un rôle important dans la rupture du composite en traction monotone. Ces microretassures ont très peu été observées sur les faciès de rupture en traction monotone de l'alliage non renforcé.

L'observation au MEB en électrons secondaires du composite montre un aspect microscopiquement ductile du faciès, malgré son comportement globalement fragile. On remarque la présence de nombreuses cupules caractéristiques d'une rupture ductile de la matrice à l'échelle microscopique. Leur taille moyenne est inférieure à 2 μm dans la matrice du composite. On note également l'absence de vides dans la matrice autour des particules SiC.

Ce faciès est tout à fait semblable à celui observé sur l'alliage non renforcé, où l'on remarque la présence de nombreuses cupules d'une taille voisine de celles observées dans la matrice du composite (figure III.12 (a) et (b)).

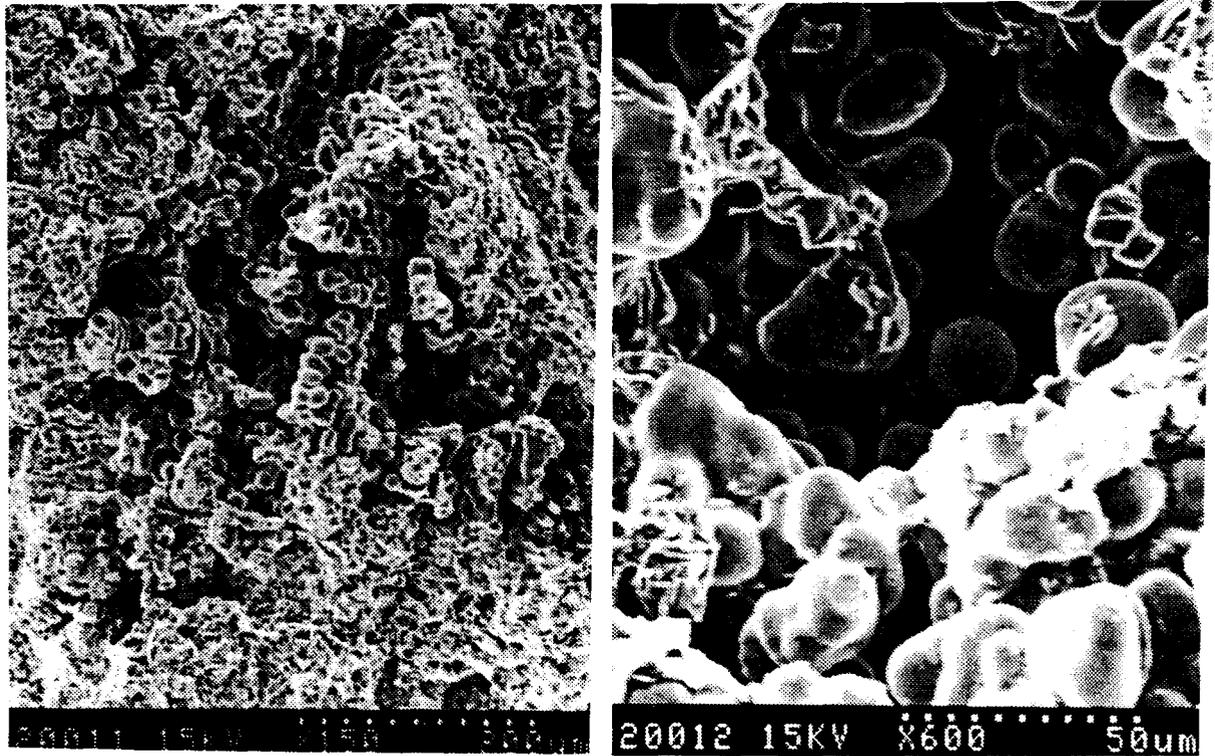
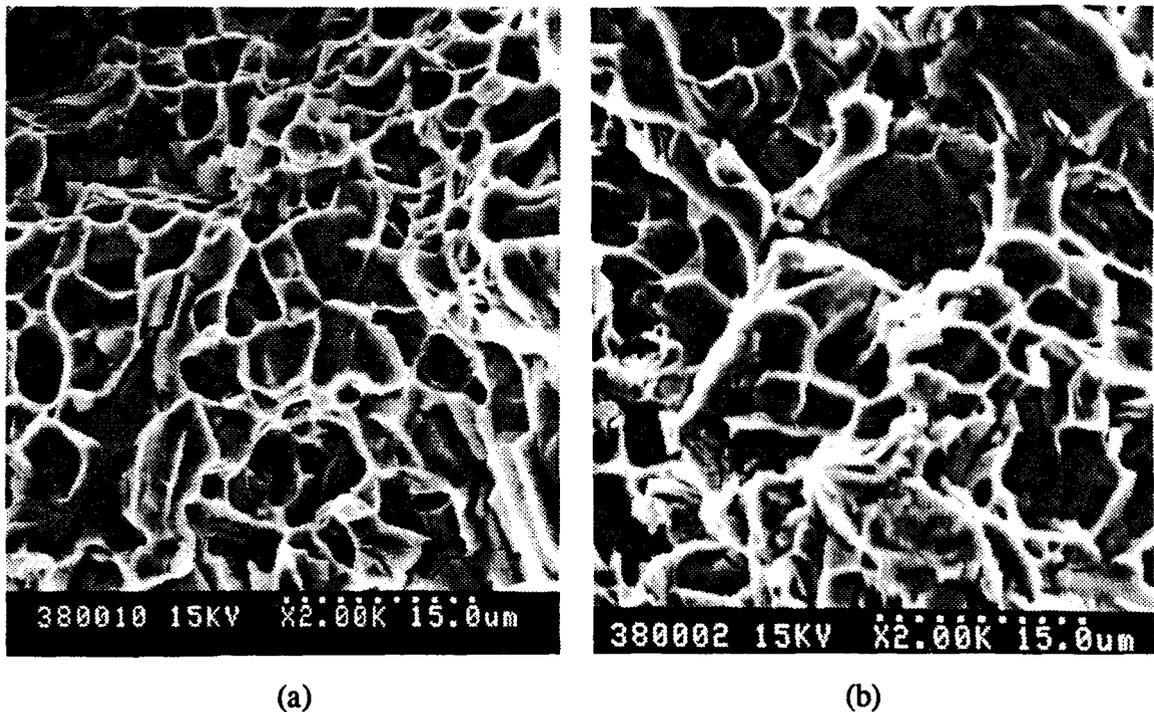


Figure III.11 : Microretassures sur le faciès de rupture en traction monotone du composite F3K10S



(a)

(b)

Figure III.12 : Faciès de rupture en traction monotone au MEB :
(a) alliage A-S10U3NG non renforcé (b) : composite F3K10S

L'observation des faciès, au MEB en électrons rétrodiffusés, montre la présence de nombreux précipités dans la matrice du composite, mais aussi dans l'alliage non renforcé. Ces précipités, qui se rompent de manière fragile, interviennent directement dans la rupture en traction du composite (figure III.13 (a) et (b)). Des zones de fortes précipitations dans la matrice du composite et dans l'alliage non renforcé peuvent alors faire apparaître localement un faciès de rupture microscopiquement fragile.

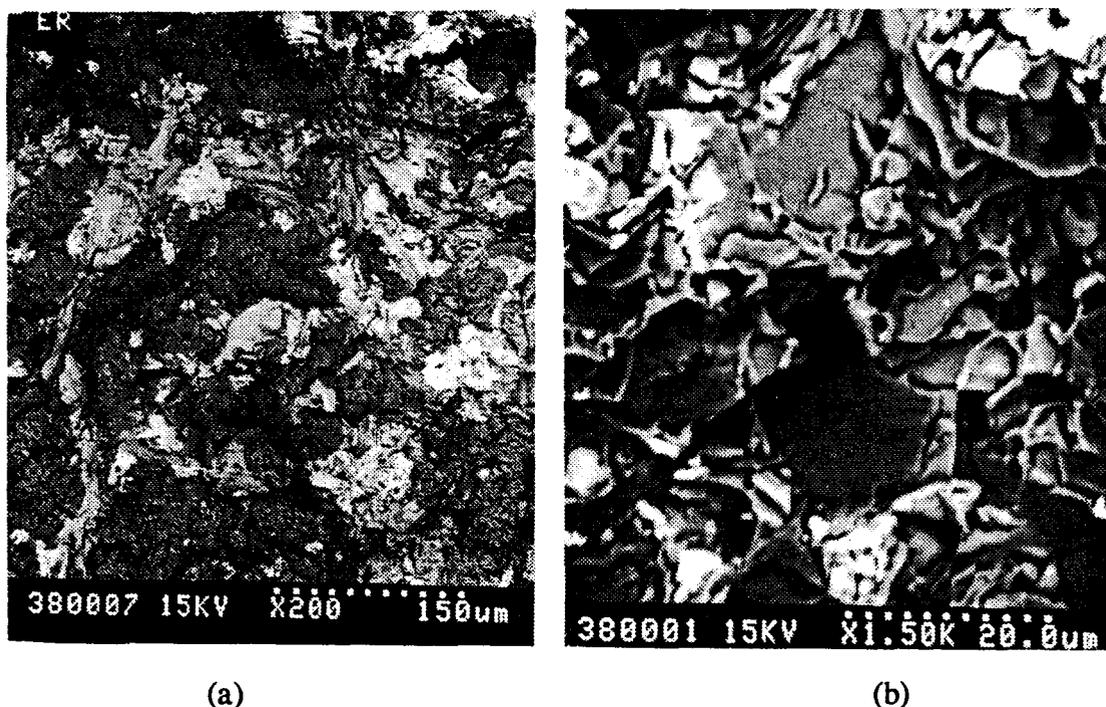
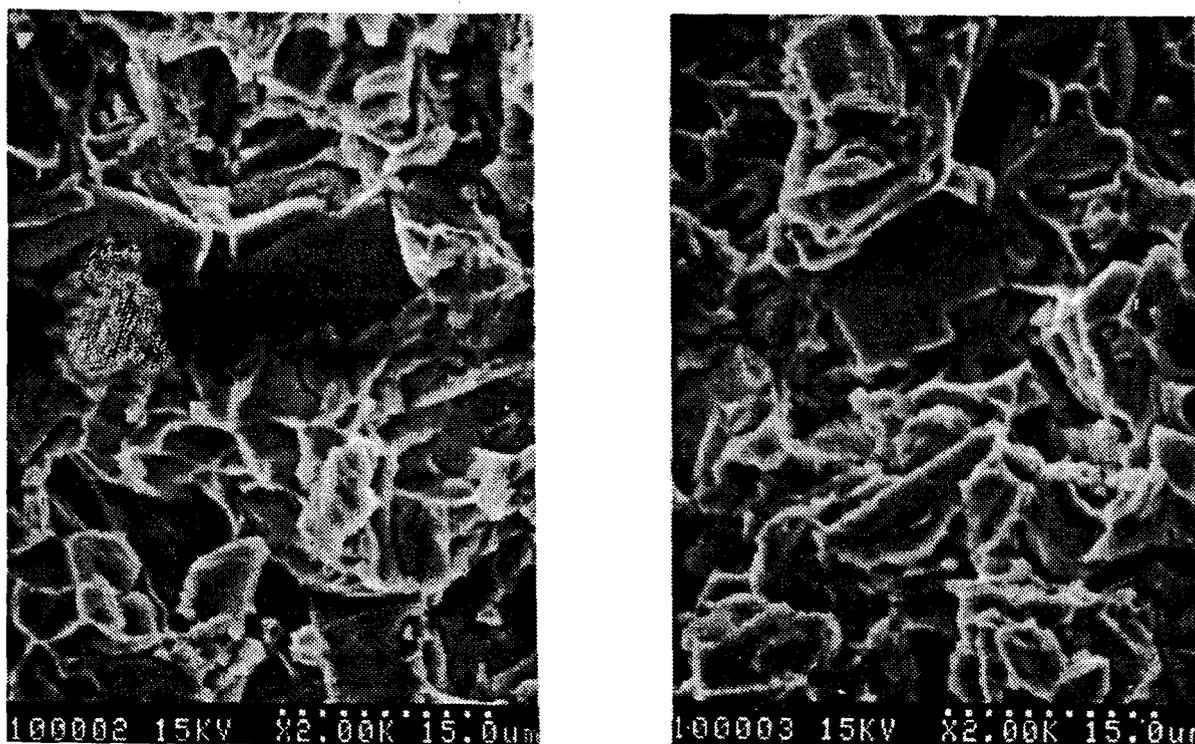


Figure III.13 : *Faciès de rupture en traction monotone observés au MEB en électrons rétrodiffusés : Présence de précipités Al-Ni-Cu-Fe fragiles*
(a) *alliage A-S10U3NG non renforcé* (b) *: composite F3K10S*

III.5. Endommagement en traction monotone du composite F3K10S

Les observations des faciès de rupture au MEB ont montré, sur le composite F3K10S, la présence de nombreuses particules SiC. D'autres observations ont été réalisées sur les deux faciès complémentaires d'une éprouvette rompue, afin de déterminer s'il y a eu rupture de particule ou décohésion matrice / particules. En effet, seule l'observation des deux faciès complémentaires de l'éprouvette permet de donner des indications plus précises quant à l'existence de ces deux mécanismes.

La figure III.14 montre une grosse particule SiC rompue. Cette particule a été vraisemblablement rompue au cours du chargement en traction monotone. L'élaboration du composite par fonderie n'est en effet suivi d'aucune opération (type laminage ou extrusion) susceptible de rompre des particules dans le volume des éprouvettes. Aucune microretassure n'est non plus visible aux alentours de la particule. Cette particule est présente sur chaque côté de l'éprouvette, indiquant l'existence d'un mécanisme de rupture de particule en traction monotone dans le composite.



*Figure III.14 : Faciès de rupture en traction monotone du composite F3K10S T6 :
Particule SiC rompue*

D'une manière générale, nous avons remarqué que seules les plus grosses particules SiC ont été rompues.

D'autres particules n'ont pu en revanche être observées sur les deux cotés de l'éprouvette (figure III.15). Il y a donc eu décohé sion à l'interface renfort / matrice. Une étude par microanalyse a montré que peu de traces d'aluminium étaient présentes sur la surface des particules pour lesquelles il y a eu décohé sion.

Il faut cependant noter la grande similitude d'aspect entre les particules SiC rompues et celles pour lesquelles il y a eu décohésion. Il est par conséquent difficile de donner par exemple la proportion de particules rompues sur le faciès. Seule peut être une étude par analyse d'image du faciès permettrait de conclure de manière précise, quant à la taille et au nombre de particules rompues ou sur lesquelles il y a eu décohésion. Cette étude permettrait de déterminer plus précisément la prédominance d'un mécanisme (rupture de particule ou décohésion) par rapport à l'autre. Pourtant, comme nous l'avons signalé précédemment, les faciès de rupture en traction monotone de l'alliage non renforcé et du composite sont très semblables et il est même parfois difficile de reconnaître de manière sûre la présence des particules SiC.

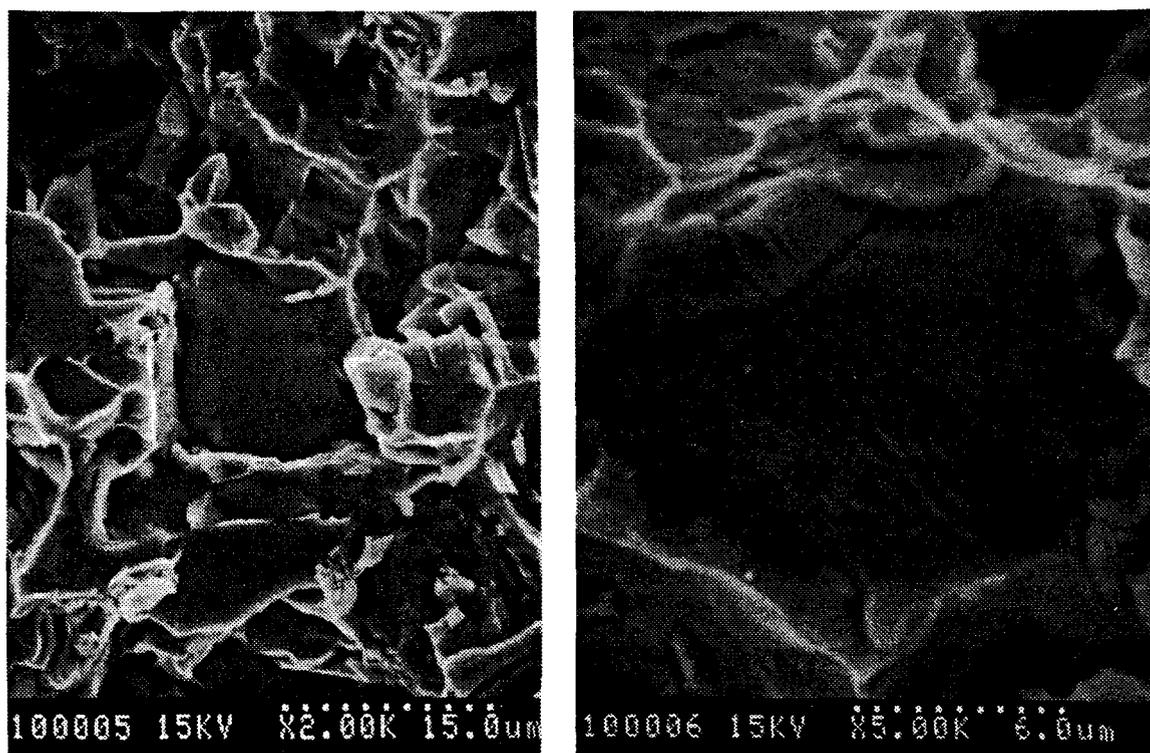


Figure III.15 : *Faciès de rupture en traction monotone du composite F3K10S T6
Décohésions matrice / renfort*

III.6. Influence de l'élaboration sur les propriétés en traction monotone

Nous avons noté, au paragraphe II.3 ainsi que dans l'étude bibliographique (§ I.3), l'importance de la maîtrise du processus d'élaboration et son influence sur les propriétés mécaniques finales du composite. L'élaboration de CMM Al-SiC par fonderie exige notamment l'utilisation de systèmes de coulée spécifiques.

Nous avons étudié l'influence du mode d'élaboration sur les propriétés mécaniques du composite F3K10S. L'élaboration améliorée ("nouvelle coulée" (NC)) consiste essentiellement en une modification du chenal de coulée et du système de filtrage par rapport à l'ancienne coulée (AC).

Le tableau III.2 résume les propriétés en traction monotone obtenues sur le composite F3K10S élaboré avec le nouveau système de coulée. Les résultats présentés sont des moyennes sur trois essais.

Matériau	E (MPa)	Re0,02 (MPa)	Re0,2 (MPa)	R _m (MPa)	A%
Composite T6 (AC)	92 000	185	272	291	0,29
Composite T6 (NC)	92800	141	268	309	0,59
<i>Composite T6- Données Duralcan</i>	87600	-	359	372	0,3

Tableau III.2 : Influence du mode d'élaboration sur les propriétés en traction monotone

Les courbes de traction monotone des composites F3K10S "ancienne" et "nouvelle" coulées, montrent un comportement mécanique tout à fait identique entre les deux matériaux, mais une rupture qui intervient beaucoup plus tôt pour le composite AC que pour le composite NC (figure III.16). Il s'ensuit que le composite NC présente une résistance à la rupture et un allongement à rupture plus élevés.

L'étude du faciès de rupture du composite NC a encore montré la présence de porosités, mais dans une proportion plus faible. En revanche, aucune inclusion et peu de peaux d'oxydes ont été observées sur le faciès de rupture.

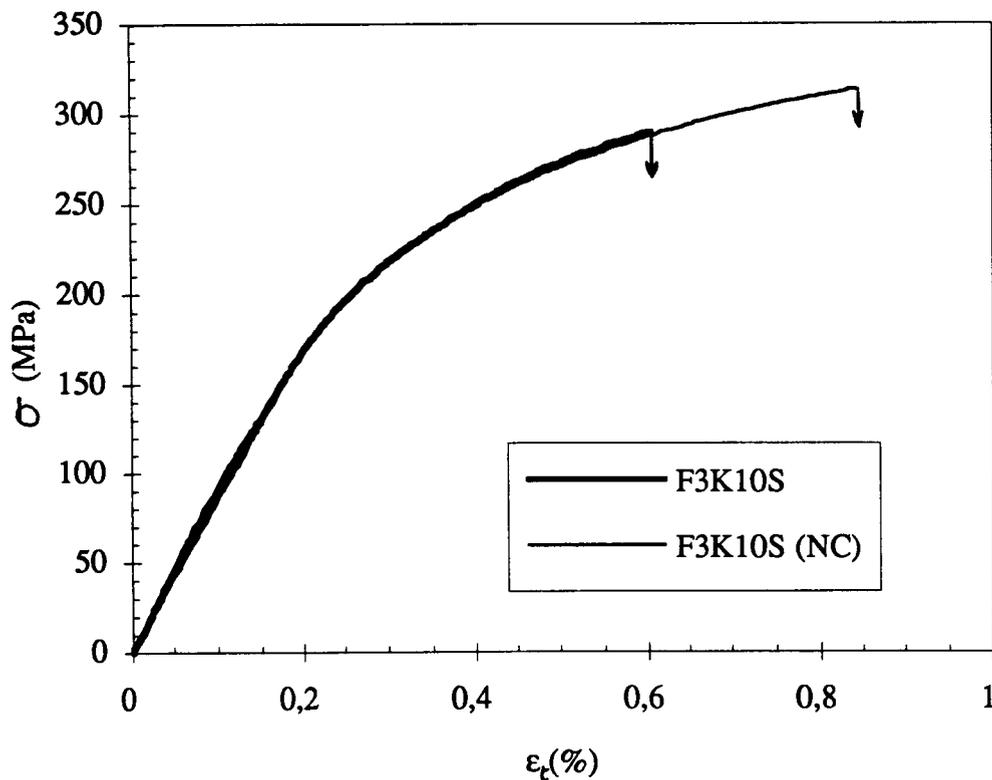


Figure III.16 : Influence du mode d'élaboration sur les courbes de traction monotone (NC : nouvelle coulée)

III.7. Discussion des résultats expérimentaux de traction monotone

Les propriétés en traction monotone ont montré l'augmentation de la raideur du composite au détriment de sa ductilité, des limites d'élasticité $R_{e0,02}$ et $R_{e0,2}$ ainsi que de la résistance à rupture R_m , comparé à l'alliage non renforcé. Ces résultats sont contraires à ce qui est visé par le renfort d'une matrice métallique. De nombreux auteurs ([95], [99], [100], [136], [137]) ont trouvé sur des composites des raideurs ou des limites d'élasticité inférieures à celles du matériau non renforcé. L'ensemble de ces matériaux possédait des matrices, traitements thermiques, fractions volumiques, tailles de particules différentes et étaient élaborés par métallurgie des poudres (M/P) ou fonderie, couvrant ainsi une large gamme de matériaux composites Al-SiC_p et de procédés d'élaboration. Shang et al. ([99], [100]) ont trouvé des limites d'élasticité et une résistance à rupture inférieures à celle de l'alliage non renforcé sur une matrice 7091 (alliage à durcissement structural très résistant) renforcé par 15 ou 20 % Vol. de particules SiC d'une taille de 5 ou 10 μm , élaborée par M/P. Aucune interprétation n'est donnée à ce résultat. Manoharan et al. [137] constatent le même résultat sur une matrice 7xxx renforcée par 15 et 20% de particules SiC (13 μm) à

l'état sous-vieilli ou survieilli, élaboré par M/P. Selon ces auteurs, l'addition d'un renfort fragile peut, dans le cas de matrices très résistantes, comme la série 7xxx, décroître la limite d'élasticité du matériau. En effet, pour une matrice très raide, une faible déformation imposée conduit à une augmentation très rapide de la contrainte dans le renfort, ce qui peut conduire à sa rupture et réduire ainsi la limite d'élasticité, puisque ces particules rompues ne participent plus à la résistance du composite. A taille de particule égale, les ruptures de particules ne surviendraient pas (ou peu) dans des matrices moins résistantes ([38], [138]) puisque les contraintes atteintes localement ne sont pas assez grandes pour conduire à la rupture des particules SiC. On a alors, dans ce cas, renforcement effectif de la matrice. Stucky et al. [136] trouvent un module d'Young inférieur ou voisin de celui de l'alliage non renforcé dans un composite Duralcan A-S7G03 avec 10 ou 15% Vol. SiC_p, élaboré par fonderie. Ils attribuent cette diminution de la raideur à la présence de microretassures provoquées par des amas de particules, qui empêchent une alimentation complète en métal liquide.

Dans notre cas, la diminution des limites d'élasticité et de la résistance à rupture du composite F3K10S peut certainement s'expliquer par la combinaison de ces deux phénomènes. La matrice est très résistante et fragile, ce qui entraîne, non seulement la rupture de particules, mais également celle des précipités fragiles. Par ailleurs, l'élaboration par fonderie génère, malgré tout le soin apporté, la présence de défauts (microretassures, traces d'oxydes, inclusions) qui entraînent une rupture prématurée avec la diminution de R_m et $A\%$. Il est à noter que dans le cas du composite F3K10S, l'amélioration de l'élaboration, qui diminue le taux de porosité, les traces d'oxydes et les inclusions, semble avoir peu d'influence sur les limites d'élasticité mais joue fortement sur la rupture finale du composite. On peut alors penser que ce sont les phénomènes de ruptures de particules et de précipités ainsi que des décohésions matrice / renfort, qui pourraient causer la diminution des limites d'élasticité, et ceci peut-être dès le début du chargement en traction. Il serait, dans ce cas, intéressant de déterminer le niveau de contrainte à partir duquel survient la rupture des particules ou des précipités, à l'aide d'un essai de traction in situ dans l'enceinte d'un MEB par exemple.

Les mécanismes d'endommagement en traction monotone des alliages d'aluminium non renforcés consistent principalement en la germination et la croissance de vides. La germination peut survenir par décohésion entre les précipités et la matrice ou par rupture de ceux-ci [45]. Ce mécanisme correspond tout à fait au faciès de rupture en traction monotone observé au MEB sur l'alliage non renforcé, caractérisé par la présence de nombreuses cupules. Les précipités jouent pourtant un rôle supplémentaire ici puisque,

étant donné leur taille, ceux-ci peuvent se rompre. L'alliage A-S10U3NG non renforcé peut déjà, en réalité, être considéré comme un composite dont les renforts seraient les précipités.

Dans le cas des composites Al-SiC_p, trois mécanismes principaux d'endommagement en traction monotone ont été constatés : (1) rupture de particules SiC, (2) décohésion à l'interface matrice / renfort, (3) germination et croissance de vides dans la matrice à partir de précipités ([45], [139]). Ces mécanismes sont schématisés sur la figure III.17 [140].

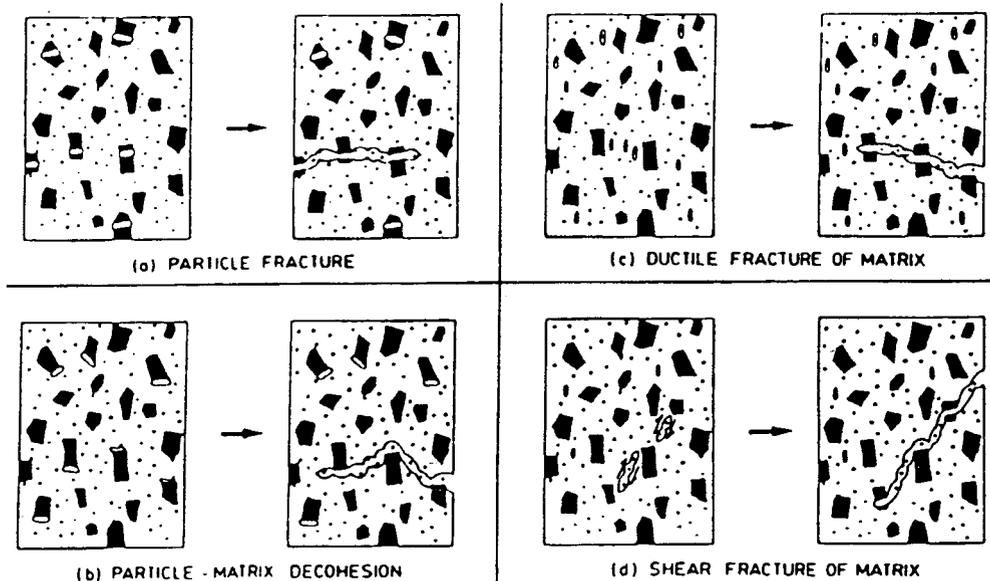


Figure III.17 : Schéma des principaux mécanismes d'endommagement dans les composites Al-SiC_p

(a) : Rupture des plus grosses particules

(b) : Décohésions matrice / renfort

(c) : Les particules très raides peuvent générer d'importantes contraintes triaxiales dans la matrice qui peuvent entraîner la germination de vides sur des petites particules ou des précipités. Il peut y avoir ensuite propagation impliquant des ruptures de particules ou des décohésions (d) [140].

Dans la pratique, et c'est le cas pour le composite F3K10S, ces trois mécanismes interviennent simultanément. Un mécanisme pourra devenir prédominant par rapport aux deux autres suivant la nature de la matrice, la nature du renfort, du traitement thermique etc... Par exemple, Manoharan et al. [137] ont étudié un composite 7xxx + SiC_p qui se rompait principalement par décohésion matrice / renfort à l'état survieilli et par rupture de particules à l'état sous-vieilli.

La rupture des particules SiC dans le composite F3K10S concerne les plus grosses particules. La résistance des particules SiC est en effet inversement proportionnelle à la racine carrée de leur dimension, et peut s'exprimer par la relation suivante, découlant de la mécanique de la rupture ([99], [104], [141]) :

$$\sigma_{SiCp} = \sqrt{\frac{\pi E G_m}{2 (1-\nu^2) d_p}}$$

avec E module d'Young du SiC, ν son coefficient de Poisson, d_p le diamètre de la particule et G_m taux critique de relaxation d'énergie pour la propagation d'une microfissure amorcée dans la matrice, au niveau d'une particule SiC, qui se propagerait dans la matrice ductile d'aluminium.

La rupture des particules SiC pourra avoir lieu si il y a transfert de charge de la matrice vers le renfort. Des modèles mathématiques simples comme le modèle Shear Lag, qui considère le transfert de charge par des contraintes tangentielles à l'interface matrice / renfort, prédisent une contrainte dans le renfort SiC maximale au centre du renfort définie dans le cas du comportement élastique [142] par :

$$\sigma_f(\max) = E_f \varepsilon \left(1 - \frac{1}{\cosh(n s)} \right) \quad \text{avec } n = \sqrt{\frac{2 E_m}{E_f (1+\nu_m) \ln\left(\frac{1}{V_f}\right)}}$$

avec s facteur de forme du renfort cylindrique de longueur l et de rayon r ($s = \frac{l}{r}$), ε déformation du composite, E_m et E_f module d'Young de la matrice et du renfort, ν_m coefficient de Poisson de la matrice et V_f fraction volumique du renfort.

Un facteur de forme s et une taille r de particule élevés favorisent donc la rupture des particules SiC, si celles-ci sont alignées dans l'axe du chargement. Ces résultats ont été vérifiés par de nombreux auteurs. Par exemple, Zong et al. [143] ont observé des particules rompues sous la surface, au voisinage du faciès de rupture. Dans cette zone, ils trouvent des particules rompues d'une taille moyenne de 12,5 μm avec un facteur de forme moyen de 2, supérieurs à la taille moyenne des particules (9 μm) et au facteur de forme moyen (1,8) observés dans le matériau. De plus, les plus grandes particules SiC sont susceptibles de comporter plus de défauts de structures pouvant les fragiliser, favorisant ainsi leur rupture. On comprend donc l'intérêt d'utiliser une faible taille moyenne de particule (9 μm dans le cas du composite F3K10S) permettant de limiter la rupture de celles-ci, et créant une déformation plastique locale dans la matrice. Des amas de particules peuvent également

créer localement des zones de concentration de contraintes et provoquer la rupture de particules SiC([144], [145], [146]).

Christman et al. [41] ont montré, par simulations numériques, l'existence de fortes contraintes triaxiales, créées dans la matrice par le chargement en traction monotone. Ces contraintes peuvent favoriser la germination des vides mais aussi favoriser, dans le cas des whiskers ou des particules anguleuses (cas du composite F3K10S), la décohésion matrice / renfort. Si, dans la matrice du composite, ces contraintes triaxiales favorisent la germination des vides, la croissance de ces vides au cours du chargement peut en revanche être empêchée par la présence des particules SiC [141]. Si tel est le cas, ceci devrait conduire à l'obtention de cupules plus nombreuses et plus petites dans la matrice du composite que dans l'alliage non renforcé. L'observation de la figure III.12 ne montre cependant pas de différence sensible entre les tailles de cupules dans les deux matériaux. Une analyse statistique par analyse d'image pourrait peut être permettre une conclusion plus précise.

Pourtant, la similitude de comportement mécanique et la similitude des faciès de rupture entre l'alliage non renforcé et le composite montrent que la microstructure et les propriétés mécaniques de la matrice ont une importance importante sur la rupture du composite. La germination et la coalescence des vides dans la matrice, à partir des précipités rompus ou sur lesquels il y a eu décohésion, sont également importantes dans le composite, comme l'attestent les faciès de rupture. La rupture fragile des précipités en traction monotone dans des zones de forte précipitation, pour l'alliage A-S10U3NG et le composite F3K10S, conduisent localement à un faciès d'aspect fragile. Ces zones de précipitation grossière sont défavorables à la résistance en traction monotone aussi bien du composite que de l'alliage non renforcé. La diminution du nombre et de la taille des précipités dans la matrice, en modifiant les teneurs en éléments d'addition générant la précipitation, pourrait conduire à l'augmentation des propriétés en traction monotone.

Comme nous le voyons, la rupture du composite F3K10S a lieu par la combinaison des trois mécanismes d'endommagement cités à savoir rupture des particules SiC, décohésions matrice/renfort, et croissance puis coalescence des vides dans la matrice. De nombreux paramètres sont susceptibles de modifier le mécanisme global (microstructure de la matrice, rupture des précipités fragiles à base de Fe et Ni, taille des renforts, contraintes résiduelles...).

III.8. Influence de l'état de surface en traction monotone

Les résultats présentés jusqu'à présent, en ce qui concerne la traction monotone, concernaient des éprouvettes avec un état de surface usiné, état de référence habituel en traction monotone. Nous nous sommes proposés de connaître l'influence de l'état de surface sur les propriétés en traction monotone, puisque certaines pièces mécaniques peuvent être utilisées avec un état de surface brut de fonderie par exemple.

Des essais de traction monotone ont été réalisés sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le composite F3K10S, avec un état de surface brut de fonderie (BF), usiné (U), usiné + poli 1 µm (UP) et brut de fonderie + poli 1 µm (BF-P). La caractérisation des différents états de surface a été préalablement étudiée et rapportée (cf § II.9).

III.8.1. Résultats expérimentaux

Les essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes non normalisées, d'une longueur utile de 12,5 mm pour un diamètre ϕ 10 mm (figure IV.2). Le tableau III.3 présente la moyenne des résultats obtenus sur l'alliage non renforcé et sur le composite. Le nombre entre parenthèse indique le nombre d'essais effectués.

Matériau	E (MPa)	R _{e0,02} (MPa)	R _{e0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A%
A-S10U3NG BF (3)	78200	198	265	316	0,90
A-S10U3NG U (1)	77200	215	-	250	0,13
A-S10U3NG UP (1)	76300	186	271	282	0,27
A-S10U3NG BF-P (2)	80500	172	257	303	0,705
F3K10S BF (2)	92800	142	242	334	1,00
F3K10S U (1)	91600	165	-	260	0,18
F3K10S UP (1)	91700	158	-	275	0,24
F3K10S BF-P (1)	89000	174	260	327	0,79

Tableau III.3 : Influence de l'état de surface sur les caractéristiques en traction monotone de l'alliage non renforcé et du composite, à l'état T6.

BF : Brut de fonderie ; U : Usiné ; UP : Usiné-Poli ; BF-P : Brut de fonderie-poli

Les courbes de traction monotone de l'alliage A-S10U3NG non renforcé (figure III.18) et du composite F3K10S (figure III.19) montrent un comportement élastique et d'écroutissement tout à fait semblable entre les états BF, U, UP et BF-P tant pour l'alliage non renforcé que pour le composite. Seul le comportement au voisinage de la rupture est modifié. L'état brut de fonderie présente la résistance et l'allongement à rupture les plus élevés comparés à l'état BF-P, lui-même meilleur que l'état UP et que, dernièrement, l'état U qui se rompt prématurément.

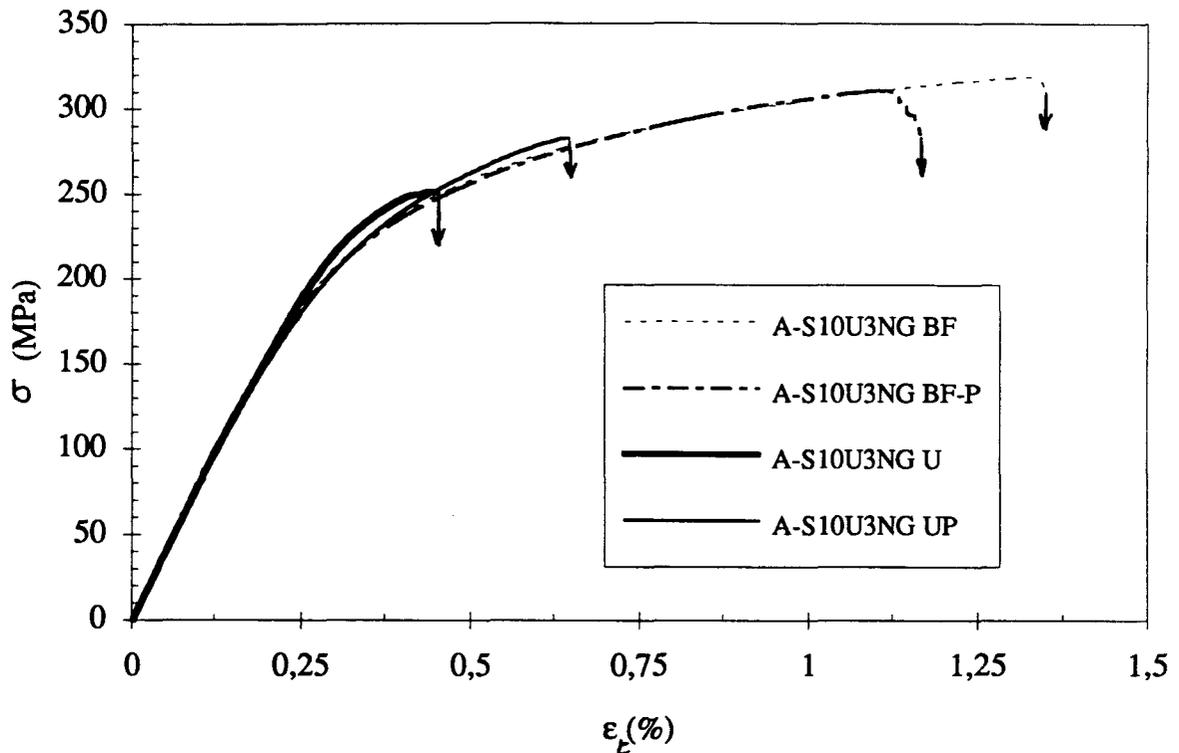


Figure III.18 : Influence de l'état de surface en traction monotone.
 Courbes de traction monotone de l'alliage non renforcé A-S10U3NG, à l'état T6
 BF : Brut de fonderie ; U : Usiné ; UP : Usiné-Poli ;
 BF-P : Brut de fonderie-poli

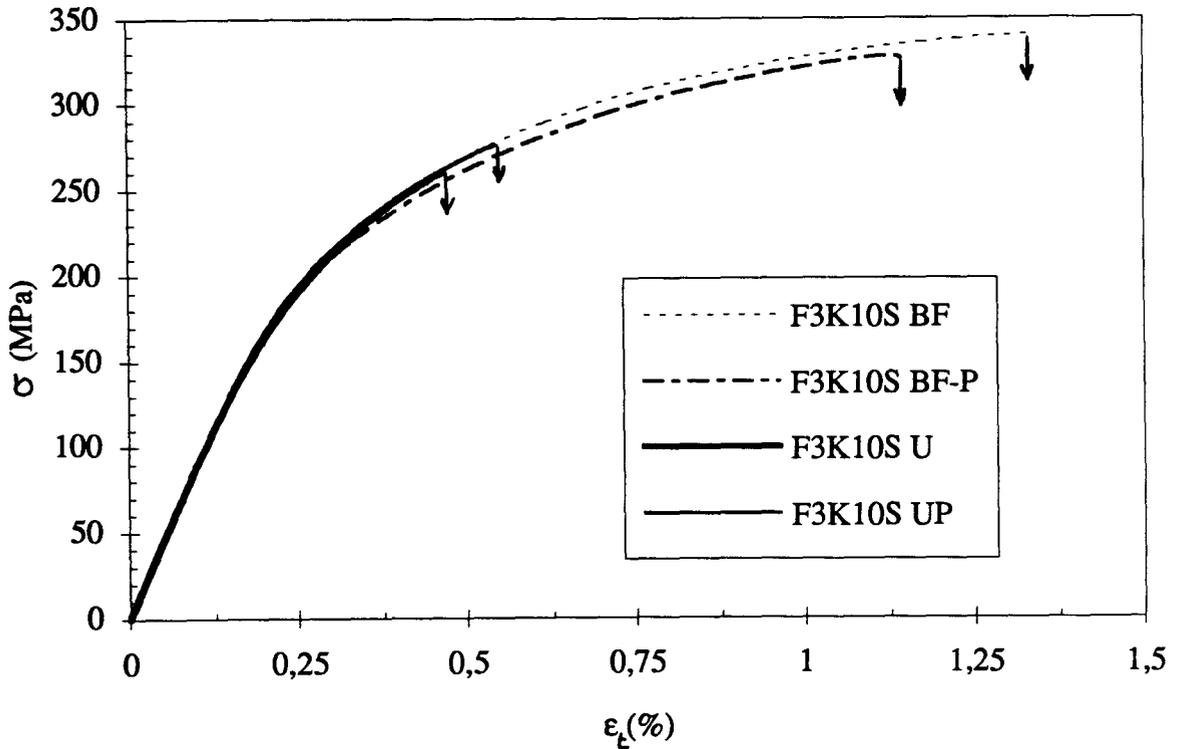


Figure III.19 : Influence de l'état de surface en traction monotone.
 Courbes de traction monotone du composite F3K10S à l'état T6
 BF : Brut de fonderie ; U : Usiné ; UP : Usiné-Poli ;
 BF-P : Brut de fonderie-poli

Les histogrammes (figures III.20 et III.21) résument les valeurs de R_m et de $A\%$ pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le composite F3K10S. On remarque les points suivants :

- (i) : les valeurs de $A\%$ sont voisines pour l'alliage non renforcé et pour le composite, pour chaque état de surface (en accord avec le choix du traitement thermique),
- (ii) : l'état de surface est primordial vis à vis de l'allongement à rupture pour l'alliage non renforcé et pour le composite, en traction monotone : l'allongement à rupture est augmenté d'un facteur 5 entre l'état U et BF,
- (iii) : le résultat est le même en ce qui concerne la résistance à la rupture R_m : l'augmentation de R_m à l'état BF par rapport à l'état U est de 25%.

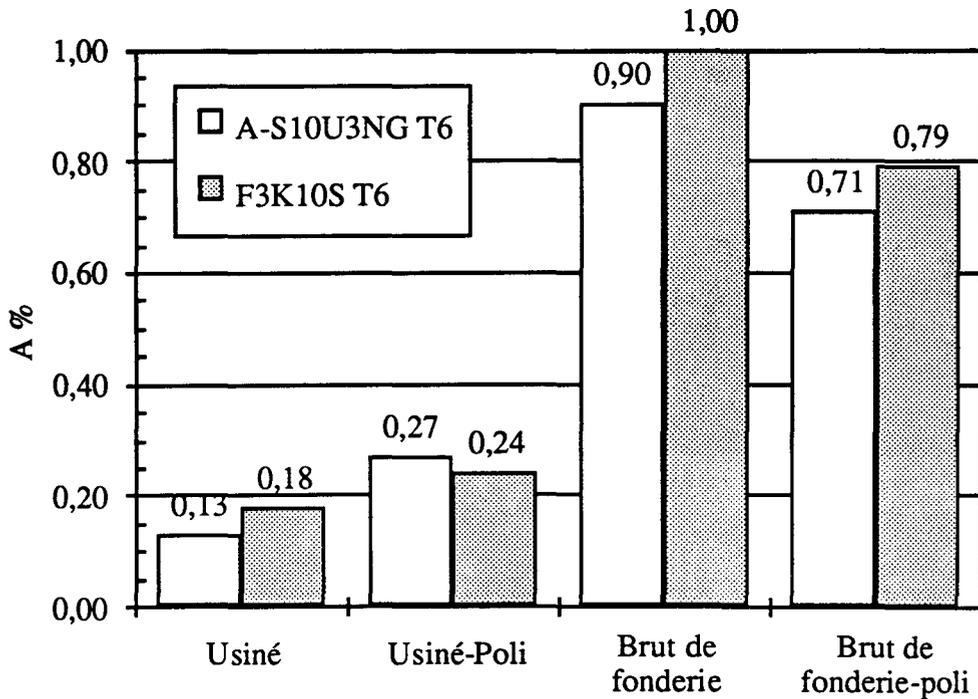


Figure III.20 : Influence de l'état de surface sur l'allongement à rupture.

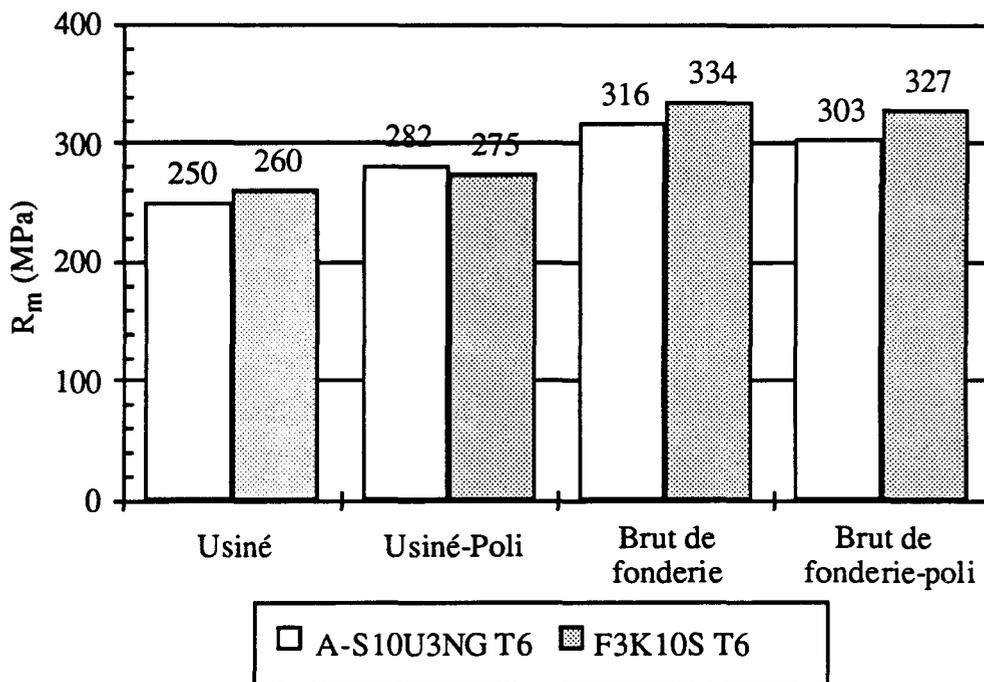


Figure III.21 : Influence de l'état de surface sur la résistance à rupture.



III.8.2. Discussion

Ces essais montrent clairement l'influence importante de l'état de surface sur les propriétés en traction monotone de l'alliage non renforcé et du composite. On remarque également la similitude de comportement entre les deux matériaux, pour un état de surface donné.

Comme le montrent les courbes de traction monotone, l'état de surface n'a pas d'influence sur le module d'Young ni sur les limites d'élasticité à 0,02 et 0,2%, mais joue sur la rupture finale. Les états U et UP présentent les résistances à rupture et les allongements à rupture les plus faibles, qui peuvent s'interpréter par l'endommagement local créé en surface par l'usinage. Dans le cas d'un usinage préalable, le polissage mécanique 1 μm conduit à une augmentation de R_m et de $A\%$, dues à la diminution de la rugosité.

Les états BF et BF-P, pour l'alliage non renforcé comme pour le composite, présentent de loin les meilleures valeurs de R_m et $A\%$. Il est à noter que l'état de surface BF conduisait pourtant à des valeurs de rugosité R_t et R_a nettement plus importantes qu'à l'état U et UP (cf figure II.33), pour l'alliage non renforcé et pour le composite. Par contre, les observations des surfaces U et UP ont fait apparaître des ruptures de particules et des décohésions matrice/renfort qui créent un effet d'entaille important, alors que la surface à l'état BF présente un aspect émoussé, avec un effet d'entaille moindre. La même remarque peut être faite pour les contraintes résiduelles de compression en surface à l'état BF, qui sont plus faibles qu'à l'état U ou UP et par conséquent moins favorables à la résistance en traction.

L'analyse des résultats en ce qui concerne la comparaison de l'état brut de fonderie-poli par rapport à l'état usiné-poli est plus délicate. Ces résultats peuvent être influencés par la différence de microstructure résultant d'une vitesse de solidification différente et d'un taux de porosité variable entre les deux types d'éprouvettes. Les éprouvettes UP sont extraites de barreaux cylindriques de diamètre 19 mm susceptibles de contenir plus de défauts en leur cœur que les barreaux dont sont extraites directement les éprouvettes avec zone utile brut de fonderie (figure III.22). Seule une mesure du taux de porosité dans chacune des éprouvettes, devrait permettre de vérifier ces hypothèses.

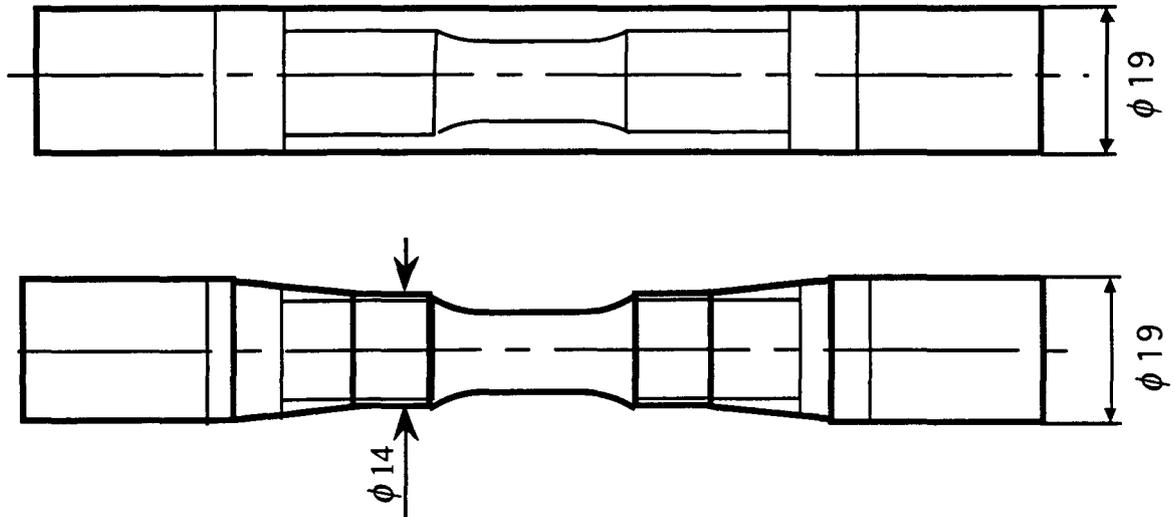


Figure III.22 : Eprouvtes de traction monotone extraites des barreaux cylindriques.

Dans cette étude, l'alliage non renforcé et le composite montrent une grande sensibilité à l'état de surface en traction monotone, alors que l'on considère de manière générale, sur des matériaux non renforcés, que l'état de surface n'a pas d'influence en traction monotone.

III.9. Conclusion

L'étude en traction monotone de l'alliage non renforcé et du composite F3K10S a permis, d'une part de caractériser les propriétés mécaniques monotones des deux matériaux, d'autre part a montré le rôle essentiel de la matrice dans le comportement du composite.

L'ensemble des observations microfractographiques confirme le comportement fragile du composite et de l'alliage non renforcé, mais fait apparaître un faciès microscopiquement ductile de la matrice dans les deux cas. Les défauts, tels que les microretassures ou les inclusions, sont plus nombreux sur le faciès de rupture que sur une coupe polie, montrant leur rôle dans la rupture finale du composite. La microstructure de la matrice, via les nombreux précipités, intervient également dans la rupture finale. Une diminution en nombre et surtout en taille des précipités devrait limiter leur rupture et l'aspect fragile de certaines zones de fortes précipitations, en augmentant les propriétés mécaniques du composite. L'endommagement en traction monotone est la combinaison des trois principaux mécanismes d'endommagement rencontrés dans les composites Al-SiC_p : rupture de particules, décohésions à l'interface matrice / renfort, germination et croissance

dans la matrice. Une meilleure qualité de l'élaboration et l'état de surface influencent peu le comportement élastique, mais retardent la rupture finale.

D'un point de vue industriel, la figure III.23 montre l'intérêt que peut présenter le remplacement local ou global de l'alliage A-S10U3NG par le composite F3K10S à l'état brut de fonderie, dans des zones ne nécessitant pas d'usinage.

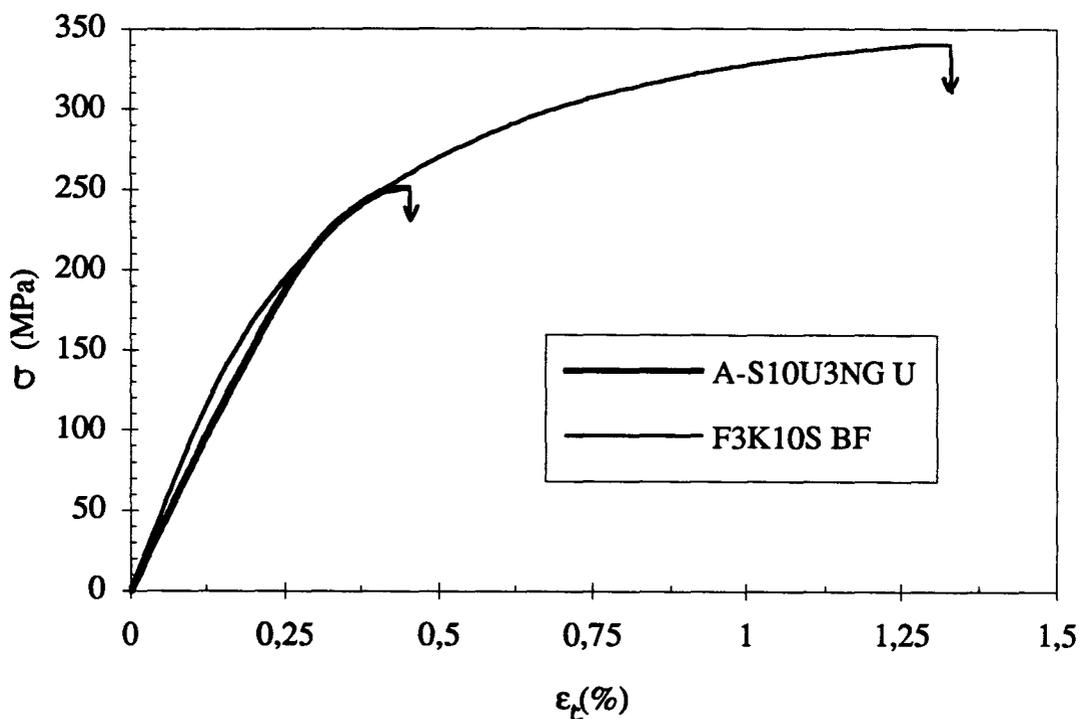


Figure III.23 : Courbes de traction monotone de l'alliage non renforcé à l'état usiné et du composite F3K10S à l'état brut de fonderie

De même, nous avons vu qu'une qualité d'élaboration améliorée, une microstructure plus favorable (réduction des éléments Fe et Ni, modification au strontium du composite...) et un état de surface brut de fonderie pouvaient conduire à des valeurs de ductilité plus importantes. Dans ce cas, l'augmentation de la durée de vieillissement de 1,5 h à 5 h, sur le composite, conduirait, comme le montre la figure III.24, à une augmentation sensible des limites d'élasticité du composite par rapport à l'alliage non renforcé.

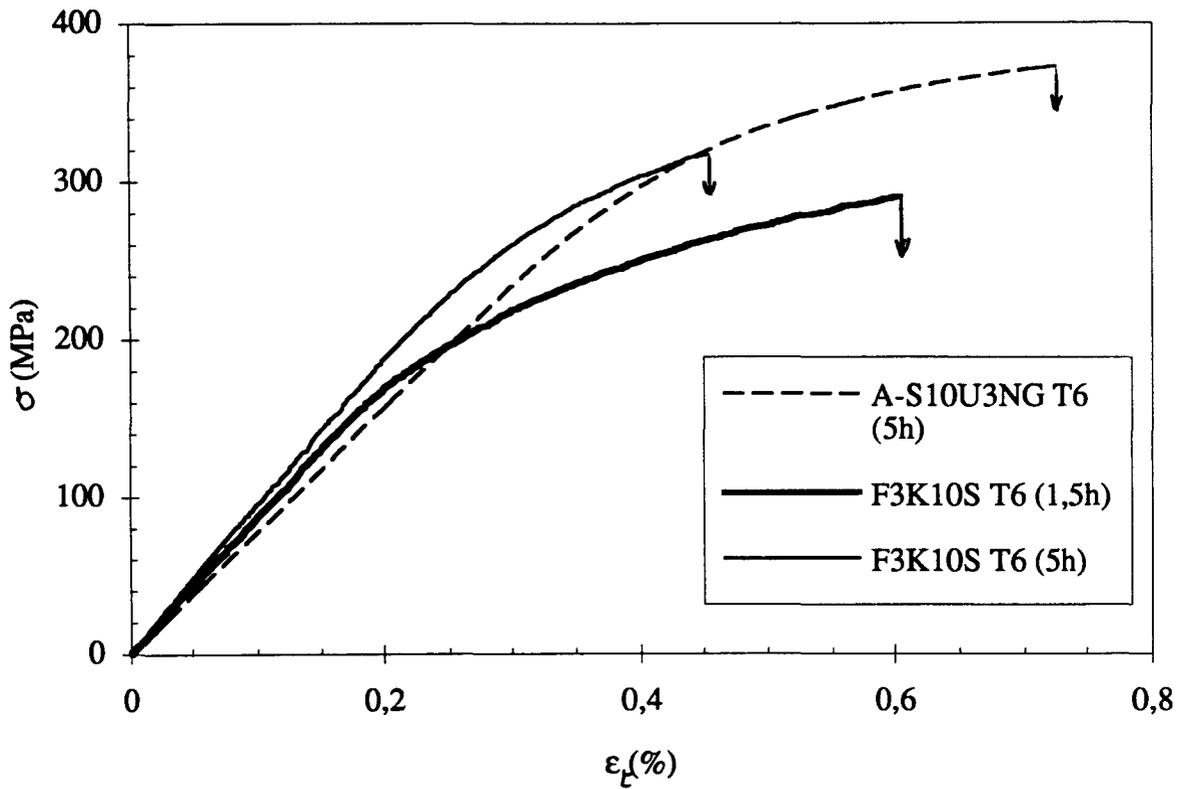


Figure III.24 : Influence de la durée de vieillissement sur les propriétés en traction monotone du composite F3K10S par rapport à l'alliage A-S10U3NG non renforcé.

CHAPITRE IV :

COMPORTEMENT EN

FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

SOMMAIRE CHAPITRE IV : COMPORTEMENT EN FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

IV.1. Introduction.....	177
IV.2. Conditions d'essai	178
IV.2.1. Installation expérimentale	178
IV.2.2. Eprouvettes	179
IV.2.3. Dépouillement des essais.....	179
IV.3. Résultats expérimentaux de fatigue oligocyclique	181
IV.4. Evolution de différents paramètres au cours du cyclage	183
IV.5. Courbes d'érouissage monotone et cyclique	188
IV.6. Courbes de Wöhler et Courbes de résistance à la fatigue oligocyclique	189
IV.6.1. Courbe de Wöhler	189
IV.6.2. Courbe de résistance à la fatigue oligocyclique	191
IV.7. Estimation de la limite conventionnelle de fatigue.....	194
IV.7.1. Principe de l'essai de Locati	194
IV.7.2. Principe de l'essai	194
IV.8. Etude microfractographique	198
IV.9. Discussion - Conclusion	202
IV.9.1. Analyse du durcissement cyclique	202
IV.9.2. Endommagement en fatigue oligocyclique	203
IV.9.3. Suivi de l'endommagement en fatigue oligocyclique.....	208
IV.9.4. Influence des défauts de surface.....	214
IV.9.5. Mécanismes d'endommagement et de rupture.....	216
IV.10. Influence de l'état de surface sur la résistance à la fatigue oligocyclique	219
IV.10.1. Introduction	219
IV.10.2. Résultats expérimentaux	220
IV.10.3. Etude microfractographique.....	224
IV.10.4. Discussion - Conclusion.....	228

CHAPITRE IV

COMPORTEMENT EN FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

IV.1. Introduction

Comme nous l'avons dit dans l'étude bibliographique, très peu d'études portent sur le comportement en fatigue des CMM Al-SiC. De plus, les études publiées traitent essentiellement de la fatigue endurance ($10^5 < N_R < 10^8$ cycles) ; le domaine de la fatigue oligocyclique ($N_R < 10^5$ cycles) est très rarement abordé.

Le but de cette étude est de déterminer la résistance à la fatigue oligocyclique du composite F3K10S et de l'alliage A-S10U3NG non renforcé, et de comprendre les mécanismes physiques d'endommagement, notamment l'influence des renforts et de la microstructure. Il est à noter qu'habituellement on entend par "fatigue oligocyclique", étymologiquement fatigue à faible nombre de cycles, le domaine de la fatigue plastique à faible nombre de cycles, et que les essais soient pilotés en déformation totale imposée. Nous tenons à signaler ici que nous ne gardons que le sens étymologique, c'est à dire fatigue à faible nombre de cycles, tandis que les déformations plastiques mises en jeu sont très faibles voire inexistantes, et que en conséquence nos essais sont tous pilotés en contraintes imposées.

Dans ce chapitre, nous décrirons successivement les conditions d'essais, puis l'ensemble des résultats expérimentaux, et notamment le comportement du composite et de l'alliage non renforcé au cours du cyclage. Les courbes de Wöhler et de résistance à la fatigue permettent ensuite de synthétiser l'ensemble de ces résultats. L'étude microfractographique des faciès de rupture et le suivi de l'endommagement en surface en cours d'essais de fatigue interrompus contribuent à la compréhension des mécanismes d'endommagement.

L'influence de l'état de surface, dont l'importance a déjà été mise en évidence en traction monotone, est ici étudiée. Pour cela nous comparerons le comportement d'éprouvettes à l'état usiné - poli (UP) et celui d'éprouvettes à l'état brut de fonderie (BF), pour le composite d'une part, pour l'alliage non renforcé d'autre part.

IV.2. Conditions d'essai

Dans ce paragraphe, nous présenterons les conditions expérimentales (installation expérimentale, mode de pilotage, acquisition de données ...) ainsi que le principe de dépouillement des essais.

IV.2.1. Installation expérimentale

L'installation expérimentale utilisée est identique à celle décrite au paragraphe III.2.1 pour les essais de traction monotone.

Les essais de fatigue sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le composite F3K10S ont été réalisés dans les mêmes conditions. Les résultats de traction monotone ayant montré une faible ductilité ($A\% < 0,5$), les éprouvettes ont donc été sollicitées à contrainte imposée, en traction-compression, avec un signal triangulaire purement alterné ($R_\sigma = -1$), à une vitesse $\dot{\sigma} = 350 \text{ MPa}\cdot\text{s}^{-1}$, qui correspond approximativement, dans le domaine élastique, à une vitesse de déformation totale classiquement utilisée de $\dot{\epsilon}_t = 4.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (figure IV.1).

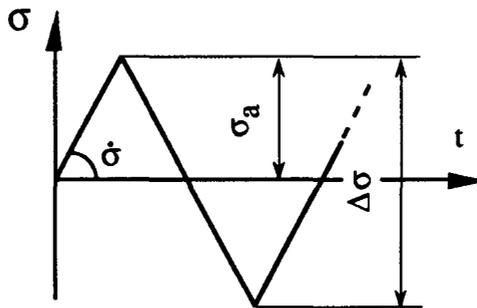


Figure IV.1 : Signal de pilotage

La déformation totale de la zone utile de l'éprouvette était mesurée à l'aide d'un extensomètre à couteaux et jauges de déformations, de longueur de base 10 mm. Cet extensomètre était collé sur la partie utile de l'éprouvette afin de limiter au maximum les concentrations de contraintes sous les couteaux. Tous les essais ont été réalisés à température ambiante à raison de deux à trois essais par niveau de contrainte. Afin d'obtenir des durées de vie en fatigue $10^2 < N_R < 10^5$, les niveaux d'amplitude de contrainte σ_a appliqués, pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et pour le composite F3K10S étaient : 320, 260, 230, 180, 150 et 100 MPa.

IV.2.2. Eprouvettes

L'éprouvette de fatigue utilisée était conforme au dessin de définition présenté à la figure IV.2.

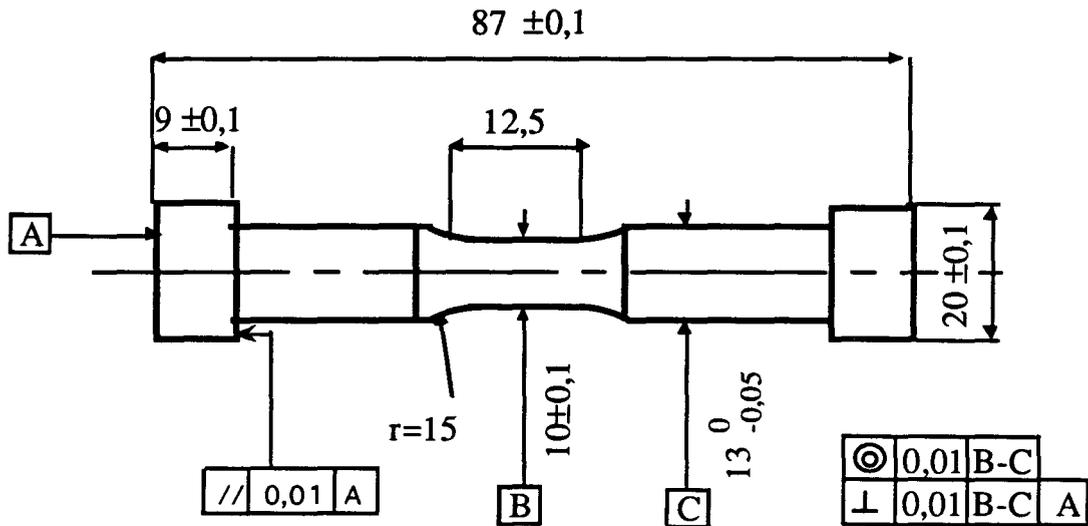


Figure IV.2 : Eprouvette de fatigue oligocyclique

Les barreaux cylindriques à partir desquels ont été usinées les éprouvettes de fatigue avaient préalablement subi un traitement thermique de type T6 (cf § II.6). Ce traitement consistait en une mise en solution 8 h à 493°C , suivie d'une trempe à l'eau, puis d'un vieillissement de 5 h à 175°C pour l'alliage non renforcé, une mise en solution 8 h à 493°C suivie d'une trempe à l'eau, puis d'un vieillissement de 1,5 h à 175°C pour le composite F3K10S. L'usinage des éprouvettes a été réalisé suivant la gamme d'usinage définie au paragraphe II.8.1. Les éprouvettes ont ensuite été polies jusqu'à $1 \mu\text{m}$, suivant les conditions décrites au paragraphe II.8.2.

IV.2.3. Dépouillement des essais

L'acquisition des données en charge (F en kN) et en déformation totale (ϵ_t en %) a été effectuée via le logiciel FLAPS, de manière quasi continue pour les premiers cycles (qui contiennent potentiellement beaucoup d'informations) puis à intervalles réguliers, afin de limiter la taille des fichiers de résultats. Pour définir une séquence d'acquisition, il était nécessaire de définir l'intervalle entre deux périodes d'acquisition, la durée de cette période d'acquisition (deux cycles afin d'obtenir des boucles fermées) et la fréquence d'acquisition.

La fréquence d'acquisition de 60 Hz qui a été adoptée ici, correspond à l'enregistrement d'environ 180 points par cycle pour un essai à $\sigma_a = 260$ MPa.

Par exemple, pour un essai dont la durée de vie estimée était de 10^5 cycles, la séquence d'acquisition était la suivante, à la fréquence d'acquisition de 60Hz :

- cycle 1 à 30 : 2 cycles tous les 3 cycles
- cycle 30 à 100 : 2 cycles tous les 10 cycles
- cycle 100 à 1000 : 2 cycles tous les 100 cycles
- cycle 1000 à ∞ : 2 cycles tous les 1000 cycles

Les fichiers de résultats étaient ensuite transférés par une liaison informatique Kermit vers un Micro - Vax 3600. Le traitement des boucles d'hystérésis enregistrées y était effectué grâce au programme AICYFAP (Analyse Informatique des Cycles de Fatigue Plastique). Ce programme, écrit en Fortran, permet le calcul de nombreux paramètres caractéristiques de chaque boucle d'hystérésis. On trouvera une description complète des spécificités de AICYFAP dans la référence [147]. AICYFAP génère deux fichiers de résultats qui peuvent être ensuite mis en forme et analysés sur Apple-Macintosh à l'aide du tableur MS-Excel, après transfert du Micro-Vax par le logiciel de communication Versaterm.

Parmi les quarante trois paramètres calculés par AICYFAP pour décrire chaque boucle d'hystérésis, nous utiliserons principalement ici les paramètres suivants (figure IV.3) :

- $\sigma_{\max t}$ ($\sigma_{\max c}$) : contrainte maximale en traction (en compression respectivement)
- $\Delta\sigma = \sigma_{\max t} - \sigma_{\max c}$: variation de contrainte
- $\epsilon_{t,t}$ ($\epsilon_{t,c}$) : déformation totale en traction (en compression respectivement)
- $\epsilon_{p,t}$ ($\epsilon_{p,c}$) : déformation plastique en traction (en compression respectivement)
- $\epsilon_{e,t}$ ($\epsilon_{e,c}$) : déformation élastique en traction (en compression respectivement)
- $\Delta\epsilon_t = \epsilon_{t,t} - \epsilon_{t,c}$: variation de déformation totale
- $\Delta\epsilon_p = \epsilon_{p,t} - \epsilon_{p,c}$: variation de déformation plastique
- $\Delta\epsilon_e = \Delta\epsilon_t - \Delta\epsilon_p$: variation de déformation élastique

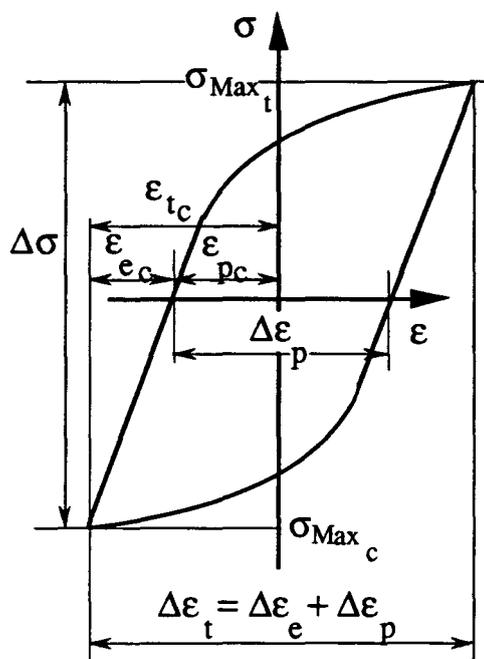


Figure IV.3 : Définition des paramètres de la boucle d'hystérésis utilisés [147]

IV.3. Résultats expérimentaux de fatigue oligocyclique

Le tableau IV.1 résume les différents résultats obtenus lors des essais de fatigue sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé à l'état usiné-poli. La désignation de l'essai "FMUP1", signifie Fatigue sur la Matrice de base associée à l'état Usiné Poli n°1.

Le nombre de cycles à rupture N_R correspond à la rupture complète en deux parties de l'éprouvette. Le cycle stabilisé est défini à 50% de la durée de vie.

Le tableau IV.1 donne les valeurs de $\frac{\Delta \epsilon_t}{2}$, $\frac{\Delta \epsilon_e}{2}$, $\frac{\Delta \epsilon_p}{2}$, à mi-durée de vie ($\frac{N_R}{2}$). Certains essais présentaient des niveaux de déformation plastique à mi-durée de vie extrêmement faibles, qui n'ont pas été calculés. Le sigle > n signifie que l'éprouvette n'était pas rompue au cycle n (les essais ont été arrêtés si $n > 4.10^5$).

Essai	$\frac{\Delta\sigma}{2}$ (MPa)	N_R	$\frac{\Delta\epsilon_t}{2}$ (50%NR) (%)	$\frac{\Delta\epsilon_e}{2}$ (50%NR) (%)	$\frac{\Delta\epsilon_p}{2}$ (50%NR) (%)
FMUP1	317	515	0,413	0,405	7,29E-3
FMUP2	317	999	0,388	0,380	7,9E-3
FMUP4	260	3 148	0,314	0,312	2,32E-3
FMUP5	259	3 527	0,326	0,324	2,05E-3
FMUP9	230	6 224	0,302	0,301	1,25E-3
FMUP7	230	2 006	0,300	0,300	-
FMUP3	180	34 608	0,239	0,229	1,1E-3
FMUP6	151	51 130	0,197	0,197	-
FMUP8	150	29 602	0,187	0,186	8E-4
FMUP10	100	126 816	0,130	0,129	4E-4
FMUP11	100	> 516 232	0,130	0,130	4E-4
FMUP12	100	88 325	0,118	0,117	7E-4

Tableau IV.1 : Résultats de fatigue oligocyclique sur l'alliage A-S103NG non renforcé à l'état usiné-poli

Le tableau IV.2 présente les résultats obtenus sur le composite F3K10S à l'état usiné-poli. La désignation de l'essai "FCPU1" signifie Fatigue sur Composite à l'état Usiné-Poli n°1.

Essai	$\frac{\Delta\sigma}{2}$ (MPa)	N_R	$\frac{\Delta\varepsilon_t}{2}$ (50% N_R) (%)	$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2}$ (50% N_R) (%)	$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$ (50% N_R) (%)
FCUP1	260	59	0,302	0,229	0,029
FCUP2	260	704	0,292	0,288	2,33E-3
FCUP13	260	867	0,280	0,277	2,86E-3
FCUP5	230	1 627	0,260	0,259	1,2E-3
FCUP6	230	444	0,256	0,252	4,0E-3
FCUP10	180	1 557	0,201	0,199	1,46E-3
FCUP11	180	1 108	0,203	0,196	7,3E-4
FCUP12	180	3 762	0,196	0,194	2,36E-3
FCUP7	150	24 887	0,161	0,161	4,5E-4
FCUP14	150	171 545	0,171	0,171	-
FCUP3	100	> 470 000	0,108	0,108	4E-4
FCUP8	100	298 111	0,108	0,107	8,3E-4
FCUP9	100	> 405 000	0,104	0,104	-

Tableau IV.2 : Résultats de fatigue oligocyclique sur le composite F3K10S (T6) à l'état usiné - poli

IV.4. Evolution de différents paramètres au cours du cyclage

Les résultats présentés ci-dessous concernent deux essais de fatigue, à haut et à bas niveaux de contraintes ($\sigma_a = 260$ MPa et $\sigma_a = 180$ MPa), qui sont représentatifs du comportement du composite F3K10S.

La figure IV 4 présente l'évolution de $\Delta\varepsilon_t$, $\Delta\varepsilon_p$, $\Delta\varepsilon_e$, $\varepsilon_{t,t}$, $\varepsilon_{t,c}$, $\varepsilon_{p,t}$, $\varepsilon_{p,c}$, $\varepsilon_{e,t}$ et $\varepsilon_{e,c}$ au cours du cyclage lors d'un essai à haut niveau de contrainte (FCUP2, $\sigma_a = 260$ MPa, $N_R = 704$ cycles) sur le composite F3K10S. On note, au cours du cyclage, un fort

durcissement cyclique du composite, qui se traduit par la diminution de $\Delta\varepsilon_t$ et de $\Delta\varepsilon_p$. Le durcissement se produit tant pour l'alternance de traction que pour celle en compression.

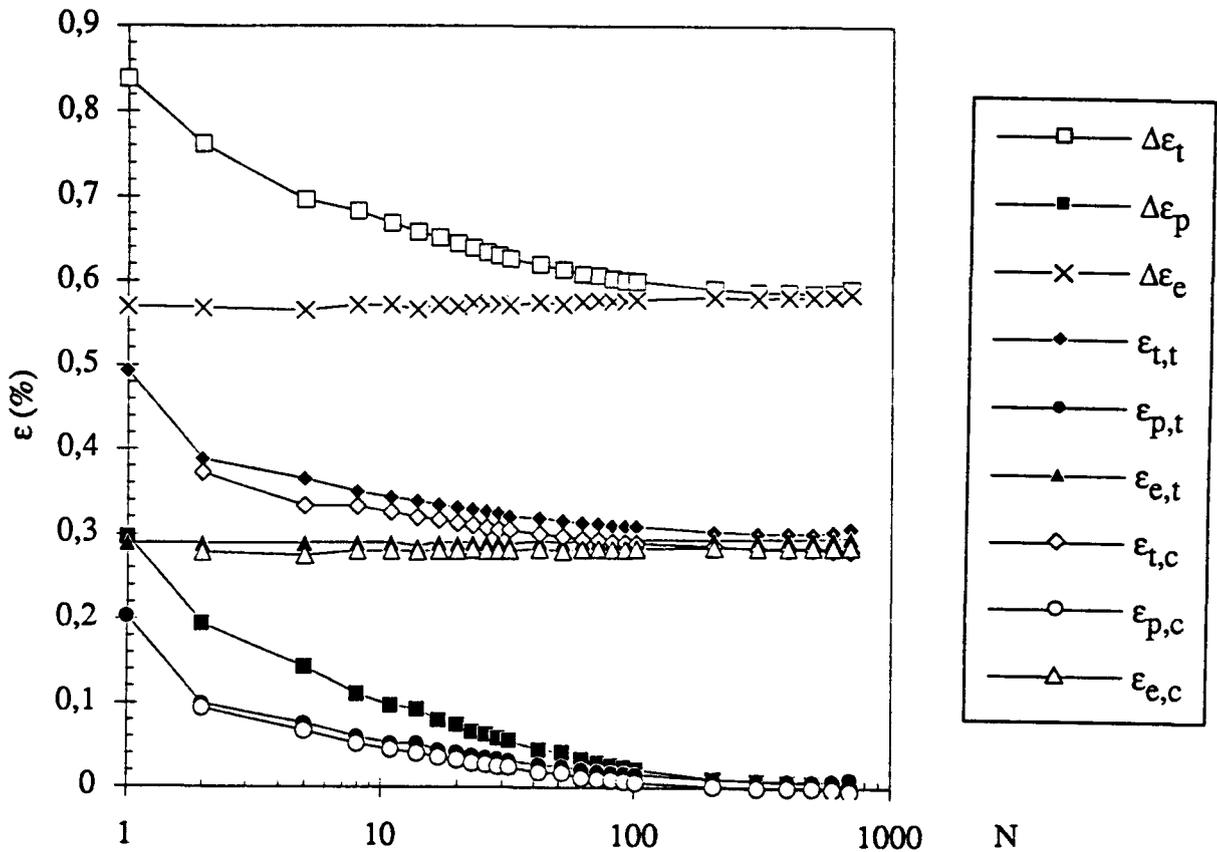


Figure IV.4 : Evolution des déformations au cours du cyclage sur le composite F3K10S (essai FCUP2, $\sigma_a = 260$ MPa, $N_R = 704$ cycles).

Après 100 cycles, la déformation devient purement élastique et reste élastique durant le reste de l'essai. Aucune phase de propagation, qui correspondrait à une augmentation de $\Delta\varepsilon_t$, n'est décelable sur le composite à haut niveau de contrainte. En particulier, le fort durcissement qui se produit dès les premiers cycles lors d'un essai à σ_a élevé (260 MPa) se traduit par un "aplatissement" en déformation jusqu'à la disparition des boucles d'hystérésis. La figure IV.5 montre l'évolution des boucles d'hystérésis aux cycles 1, 10 et 50 % N_R .

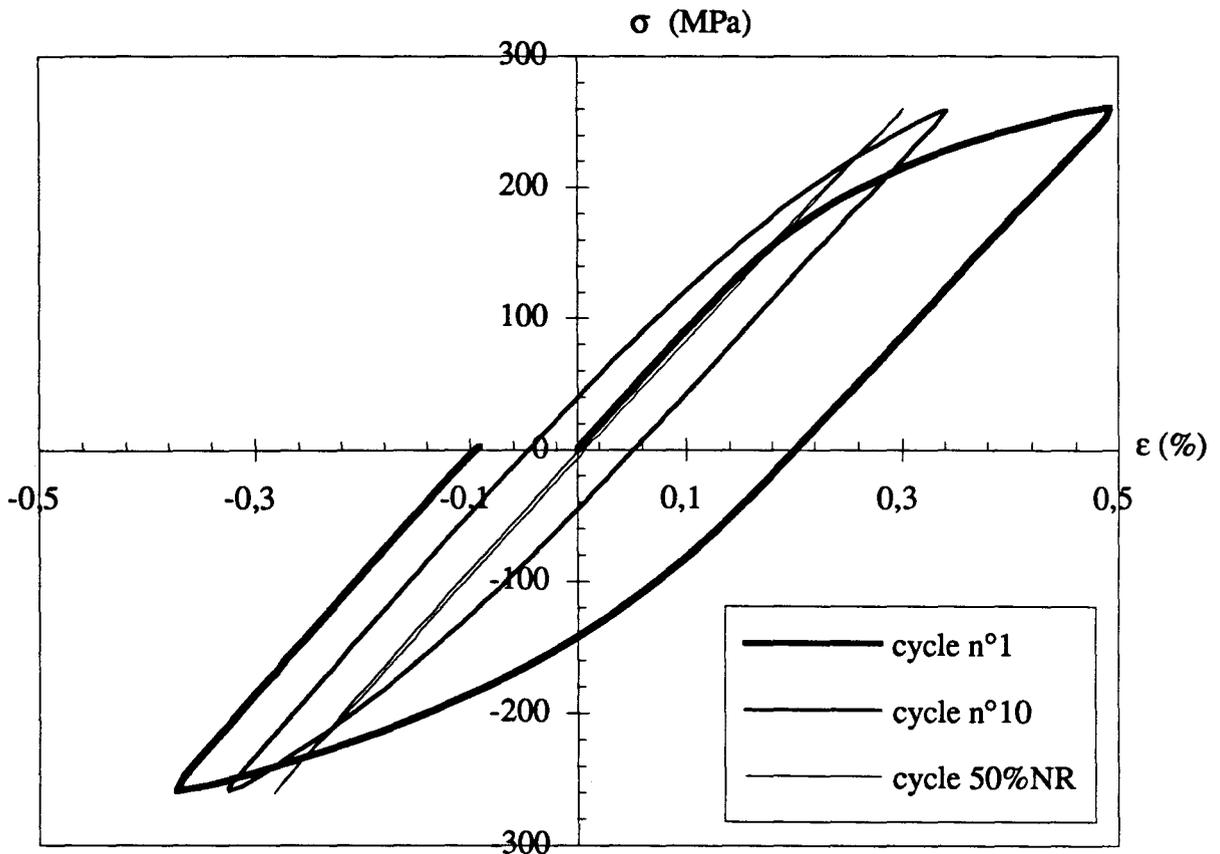


Figure IV.5 : Evolution des boucles d'hystérésis au cours du cyclage d'un composite F3K10S (essai FUCP2, $\sigma_a = 260$ MPa, $N_R = 704$ cycles)

La figure IV.6 montre l'évolution de $\Delta\epsilon_t$, $\Delta\epsilon_p$, $\Delta\epsilon_e$, $\epsilon_{t,t}$, $\epsilon_{p,t}$ et $\epsilon_{e,t}$ (idem en compression) lors d'un essai de fatigue sur le composite F3K10S à $\sigma_a = 180$ MPa (essai FCUP10, $N_R = 1557$ cycles). Comme pour l'essai précédent, remarquons qu'à mi-durée de vie, le cycle est stabilisé. Ceci s'est vérifié pour l'ensemble des essais (sauf pour l'essai FCUP1 qui s'est rompu avant d'être stabilisé).

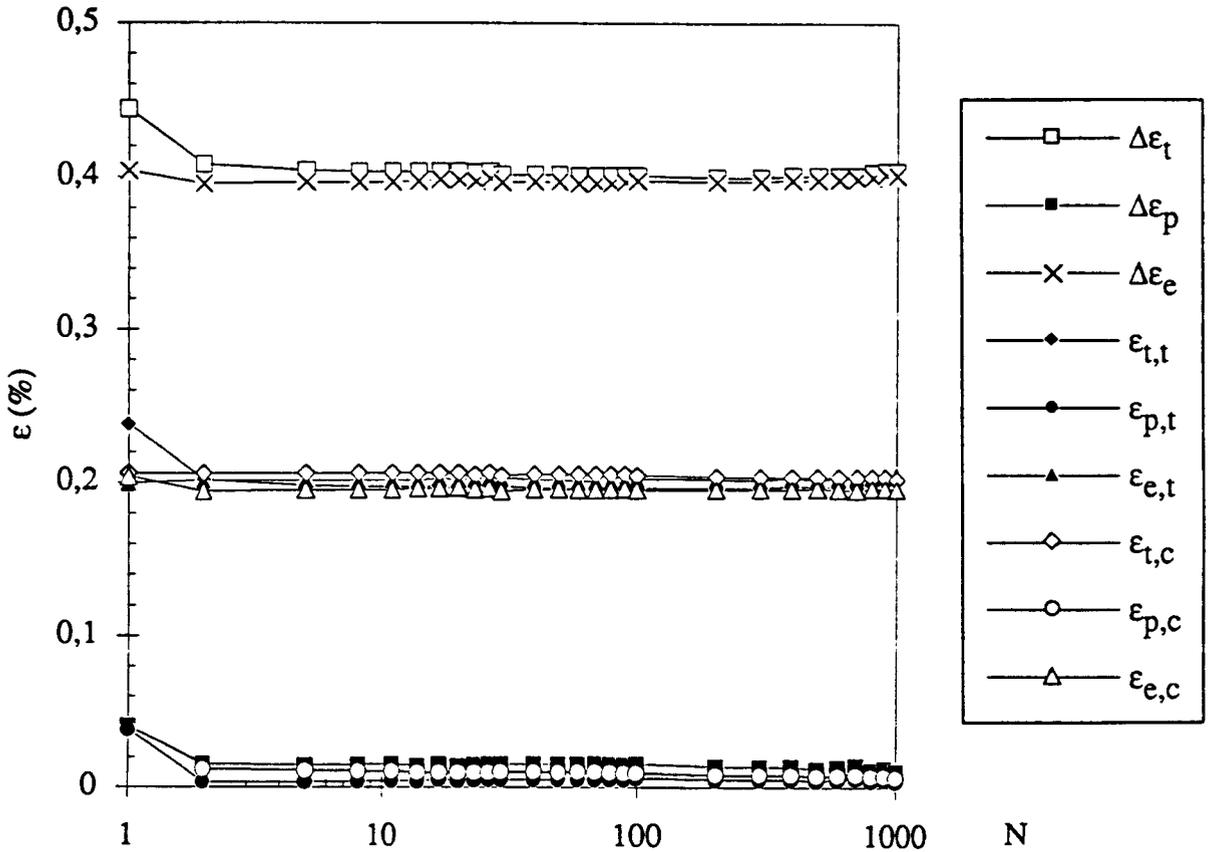


Figure IV.6 : Evolution des déformations au cours du cyclage sur le composite F3K10S (essai FCUP10, $\sigma_a = 180 \text{ MPa}$, $N_R = 1557$ cycles).

Comme précédemment on note un durcissement au cours du cyclage, mais cette fois bien plus faible, puisque le niveau de contrainte, et par conséquent les déformations totales et plastiques sont plus faibles. La déformation est stabilisée dès 10 cycles et la déformation est alors quasi élastique. Aucune phase de propagation n'est décelable, du moins 50 cycles avant rupture (dernier enregistrement).

La figure IV.7 présente l'évolution de $\Delta\epsilon_t$ au cours du cyclage, pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et pour le composite F3K10S, pour différents niveaux de σ_a . La légende précise la référence des essais (FMxxx et FCxxx signifient Fatigue Matrice et Fatigue Composite respectivement). On pourra se reporter aux tableaux IV.1 et IV.2 pour connaître plus précisément les durées de vie et les déformations au cycle stabilisé.

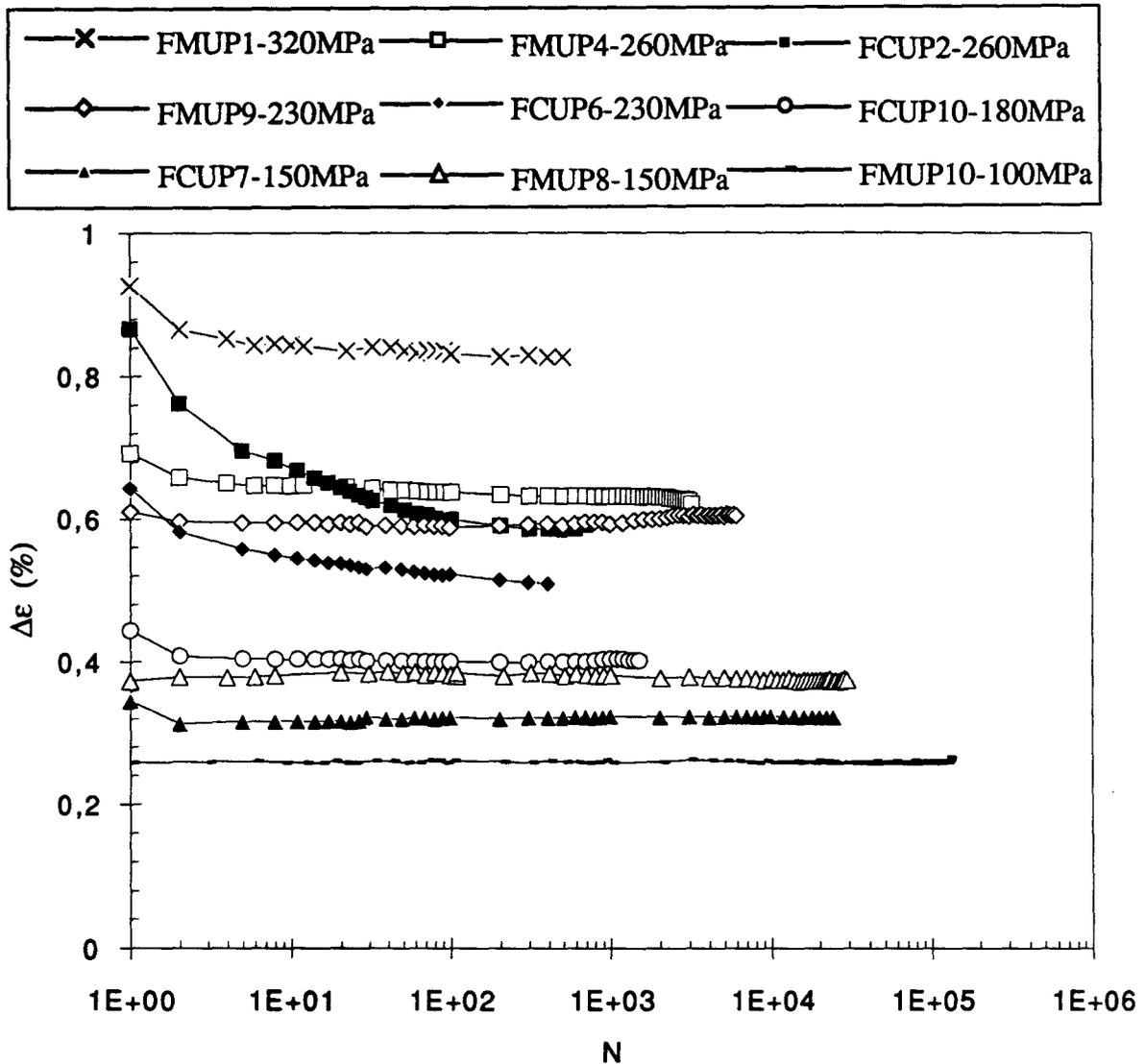


Figure IV.7 : Evolution de $\Delta\epsilon_1$ au cours du cyclage pour différents niveaux de σ_a , sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et le composite F3K10S.

Cette figure montre le durcissement cyclique du composite et de l'alliage non renforcé sur l'ensemble du domaine de contraintes étudié. On note un durcissement cyclique plus important sur le composite F3K10S que sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé, notamment à haut niveau de contrainte. La position relative des courbes d'évolution de $\Delta\epsilon_1$ du composite par rapport à celles de l'alliage non renforcé, pour un même niveau σ_a de sollicitation, peut s'interpréter à l'aide de la figure IV.8. Cette figure présente le premier cycle sur le composite F3K10S et sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé pour $\sigma_a = 260$ MPa. Le premier quart de cycle en fatigue (qui correspond à la courbe de traction monotone) montre le croisement de ces courbes à un niveau de contrainte voisin de

190 MPa. Pour σ_a donné, le module d'Young plus élevé du composite conduit à une déformation totale inférieure en dessous de la valeur de 190 MPa alors qu'elle est supérieure au delà.

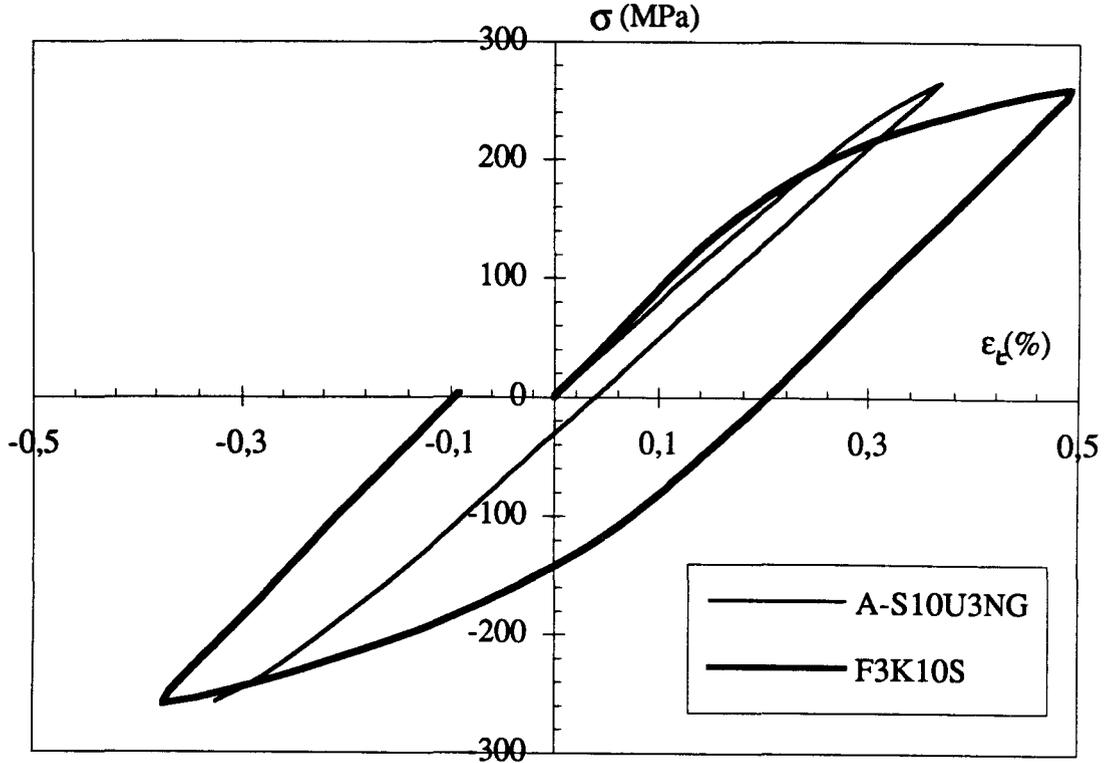


Figure IV.8 : Premier cycle en fatigue oligocyclique sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé (essai FMUP4, $\sigma_a = 260$ MPa, $N_R = 999$ cycles) et sur le composite F3K10S (essai FCUP2, $\sigma_a = 260$ MPa, $N_R = 704$ cycles).

Par conséquent, la figure IV.7 montre que pour $\sigma_a = 260$ MPa, la déformation totale initiale du composite est supérieure à celle de l'alliage A-S10U3NG non renforcé, mais que le durcissement cyclique plus important du composite conduit à une déformation totale plus faible dès 20 cycles. Le même type de raisonnement peut-être fait pour le niveau de contrainte $\sigma_a = 230$ MPa alors que pour les niveaux de contraintes plus faibles (180, 150 et 100 MPa), la déformation totale du composite est toujours plus faible, quel que soit le cycle.

IV.5. Courbes d'érouissage monotone et cyclique

La figure IV.9 présente les courbes d'érouissage monotone (premier quart de cycle en fatigue) et cyclique, pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et pour le composite F3K10S, dans un diagramme $\sigma_a = f(\epsilon_{t_a})$ (ϵ_{t_a} amplitude de déformation totale). Ces courbes

permettent de définir la relation entre amplitude de contrainte et amplitude de déformation, au cycle stabilisé.

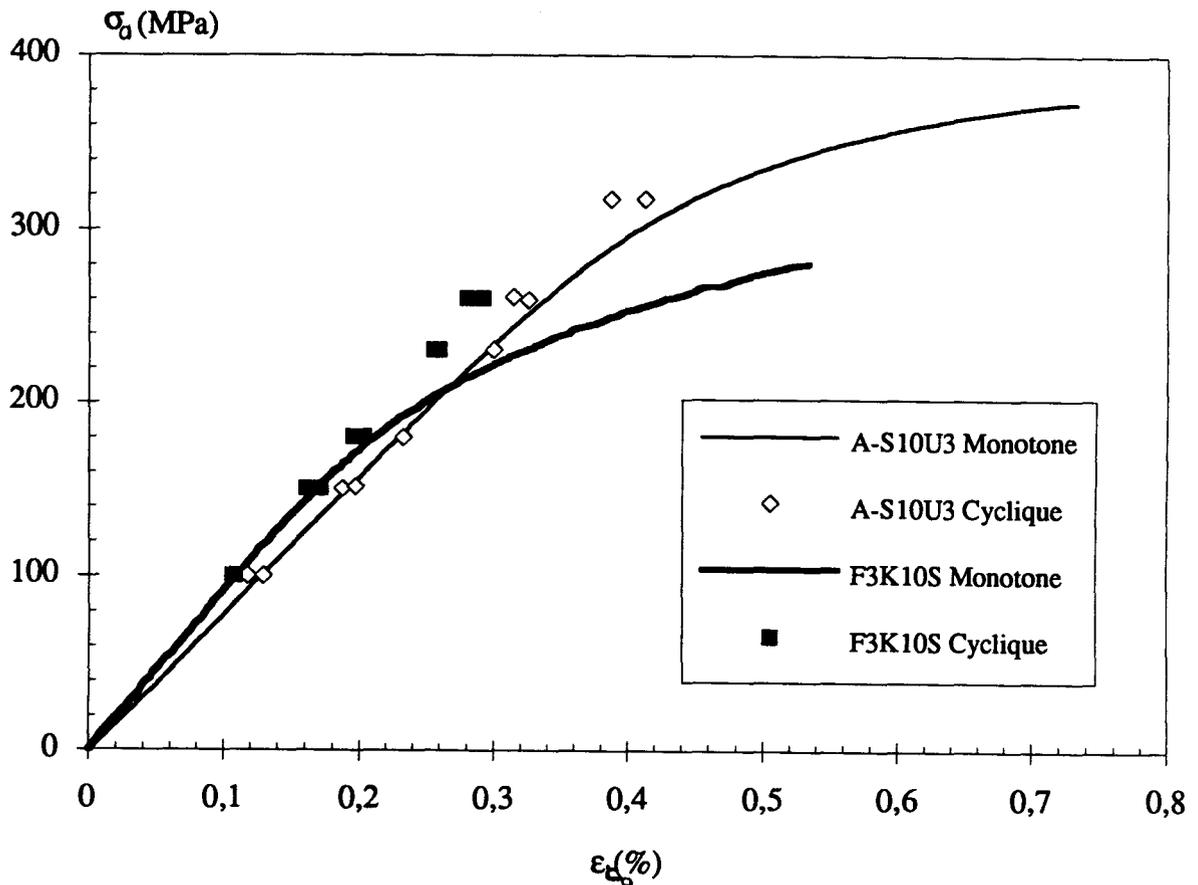


Figure IV.9 : Courbes d'écroutissement monotone et cyclique pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et pour le composite F3K10S

Conformément aux observations de la figure IV.7, on remarque un durcissement cyclique à mi-durée de vie, supérieur sur le composite par rapport à l'alliage non renforcé. Pour un niveau de contrainte donné, la déformation au cycle stabilisé est inférieure sur le composite, dans la plage de contrainte étudiée. Pour le composite et l'alliage non renforcé, le fort durcissement conduit à des courbes d'écroutissement cyclique qui sont quasi-linéaires et caractéristiques du comportement élastique.

IV.6. Courbes de Wöhler et Courbes de résistance à la fatigue oligocyclique

IV.6.1. Courbe de Wöhler

La figure IV.10 présente les résultats expérimentaux sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le composite F3K10S dans un diagramme semi-logarithmique $\sigma_a = f(N_R)$.

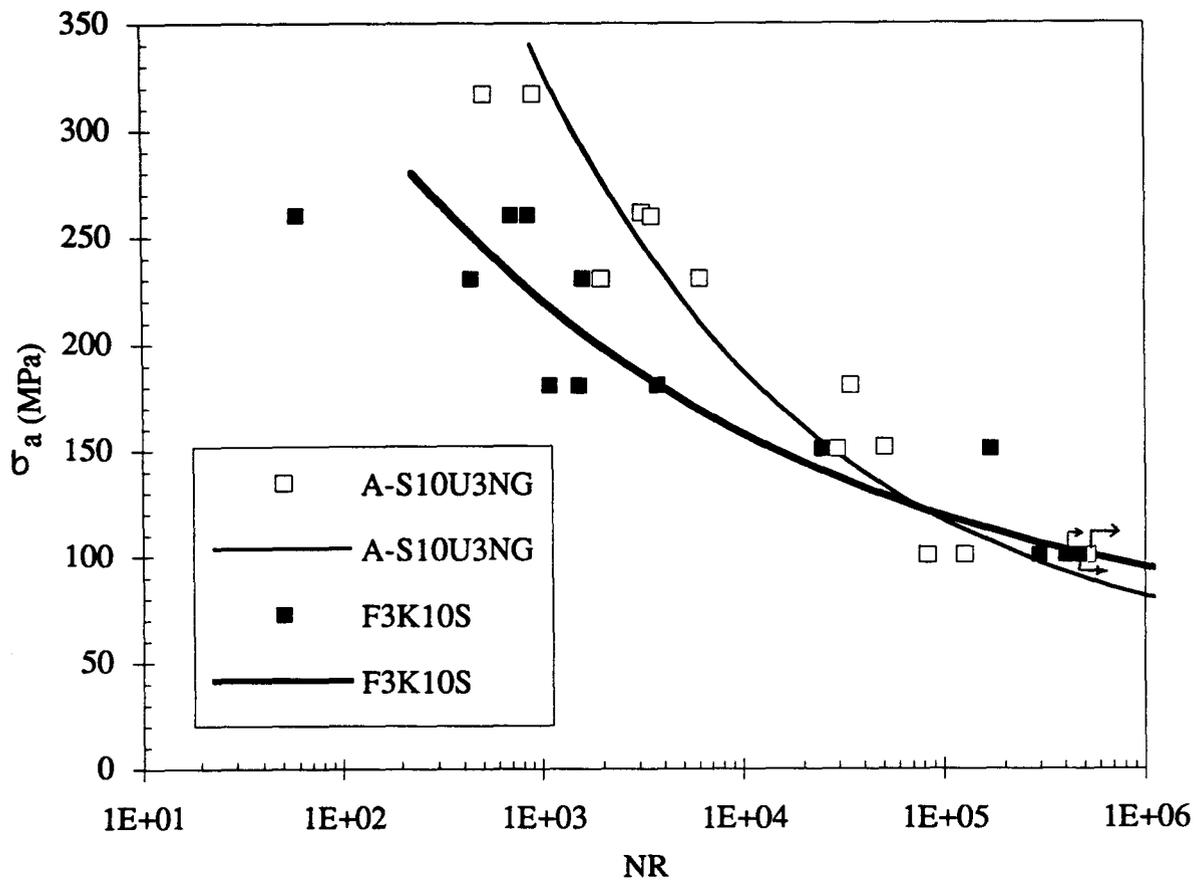


Figure IV.10 : Courbes de Wöhler pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et pour le composite F3K10S

Les points expérimentaux ont été approximés par la relation simple proposée par Stromeyer ([148], [149]) :

$$\text{Log}(N_R) = A_0 + A_1 \text{Log}(\sigma - \sigma_e)$$

où A_0 , A_1 et σ_e sont des constantes.

Cette relation permet de tenir compte de l'infléchissement des points expérimentaux vers les plus faibles amplitudes de contraintes, effectivement observé sur le composite F3K10S et l'alliage A-S10U3NG non renforcé. La valeur de σ_e correspond à une asymptote horizontale d'ordonnée σ_e pour les grandes durées de vie N_R . Cette asymptote, qui représente théoriquement la limite d'endurance, n'est pas visible sur la figure IV.10. Comme pour les alliages d'aluminium, nous considérerons par la suite la limite conventionnelle de fatigue σ_D à 10^8 cycles.

Le tableau IV.3 donne les valeurs de A_0 , A_1 déterminées par régression linéaire, la valeur de l'ajustement de σ_e , et la valeur r du coefficient de corrélation ($-1 < r < 0$ de part la pente négative).

$\text{Log}(N_R) = A_0 + A_1 \text{Log}(\sigma - \sigma_e)$	A_0	A_1	σ_e (MPa)	r
A-S10U3NG	25,7	-3,32	45	-0,947
F3K10S	31,4	-4,79	55	-0,930

Tableau IV.3 : Coefficients A_0 , A_1 et σ_e , pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et pour le composite F3K10S, de la loi $\text{Log}(N_R) = A_0 + A_1 \text{Log}(\sigma - \sigma_e)$

Les valeurs relativement faibles du coefficient de corrélation traduisent la forte dispersion des résultats, tant pour le composite F3K10S que pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé. Cette dispersion est due au caractère fragile des deux matériaux, qui s'ajoute à la dispersion inhérente aux phénomènes de fatigue.

La figure IV.10 montre que le composite F3K10S a une résistance moindre en fatigue que l'alliage A-S10U3NG non renforcé, pour des niveaux de contrainte supérieurs à 120 MPa, alors que sa résistance est meilleure à bas niveau de contrainte (< 120 MPa).

IV.6.2. Courbe de résistance à la fatigue oligocyclique

La figure IV.11 montre les courbes de résistance à la fatigue dans un diagramme bi-logarithmique $\Delta\varepsilon - N_R$ pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et pour le composite F3K10S.

On remarque que, quelle que soit la durée de vie, les niveaux de déformation plastique au cycle stabilisé sont très faibles, tant pour le composite que pour l'alliage non renforcé. Dans les deux cas, on peut considérer que les déformations sont quasi-élastiques dans la phase de stabilisation. Les courbes dans le diagramme $\text{Log}(N_R) - \text{Log}(\frac{\Delta\varepsilon}{2})$ peuvent être approximées par des droites, donc exprimées mathématiquement par les lois puissances suivantes :

$$\text{Loi de Manson-Coffin : } \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = C_p (N_R)^{-n_p} \quad (1)$$

$$\text{Loi de Basquin : } \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = C_e (N_R)^{-n_e} \quad (2)$$

$$\text{soit } \frac{\Delta \epsilon_t}{2} = \frac{\Delta \epsilon_p}{2} + \frac{\Delta \epsilon_e}{2} = C_p (N_R)^{-n_p} + C_e (N_R)^{-n_e} \quad (3)$$

où C_p , C_e , n_p , n_e sont des constantes [149].

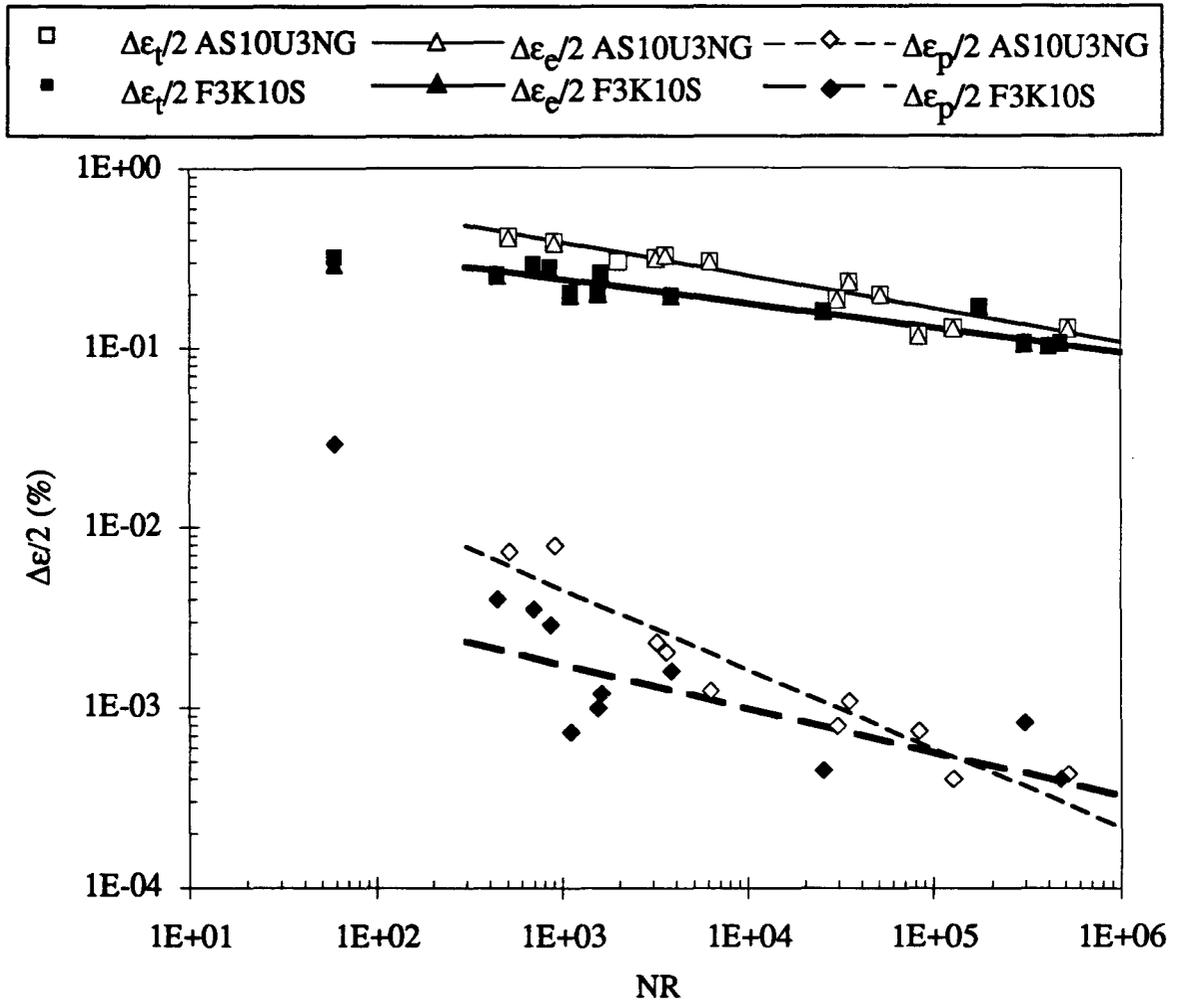


Figure IV.11 : Courbes de résistance à la fatigue oligocyclique pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et le composite F3K10S.

Les constantes ont été déterminées par régression linéaire en diagramme bilogarithmique par la méthode des moindres carrés. Seul l'essai FCPU1 n'a pas été considéré puisque celui-ci s'est rompu prématurément, avant d'être stabilisé, suite à la présence d'un défaut. Les lois (1) et (2) obtenues sont présentées dans la tableau IV.4 ainsi que les coefficients de régression r_p et r_e .

Matériau	$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_p}{2} + \frac{\Delta\epsilon_e}{2} = C_p (N_R)^{-n_p} + C_e (N_R)^{-n_e}$	r_p	r_e
A-S10U3NG	$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = 0,096 (N_R)^{-0,44} + 1,35 (N_R)^{-0,18}$	-0,95	-0,97
F3K10S	$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = 0,009 (N_R)^{-0,24} + 0,60 (N_R)^{-0,13}$	-0,75	-0,96

Tableau IV.4 : Loi de résistance à la fatigue oligocyclique de l'alliage A-S10U3NG et du composite F3K10S

Les faibles niveaux de déformation plastique conduisent à des valeurs de C_p très faibles pour les deux matériaux. Les exposants n_e et n_p , de même que les valeurs de C_p , sont plus faibles pour le composite que pour l'alliage non renforcé. La faible valeur du coefficient de corrélation r_p pour le composite F3K10S traduit la dispersion de la déformation plastique au cycle stabilisé, de part ses valeurs très faibles.

La figure IV.12 représente l'allure habituelle des courbes de résistance à la fatigue, dans le domaine de la fatigue plastique oligocyclique, où se croisent les courbes $\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = f(N_R)$ et $\frac{\Delta\epsilon_e}{2} = f(N_R)$. Dans le cas du composite F3K10S et de l'alliage A-S10U3NG non renforcé, nous nous situons en réalité à l'extrême droite de ce diagramme, puisque les niveaux de déformation plastique sont très faibles. Les lois de résistance à la fatigue ont donc été calculées dans un domaine quasi-élastique alors que ces lois ont été proposées pour rendre compte de la fatigue plastique oligocyclique.

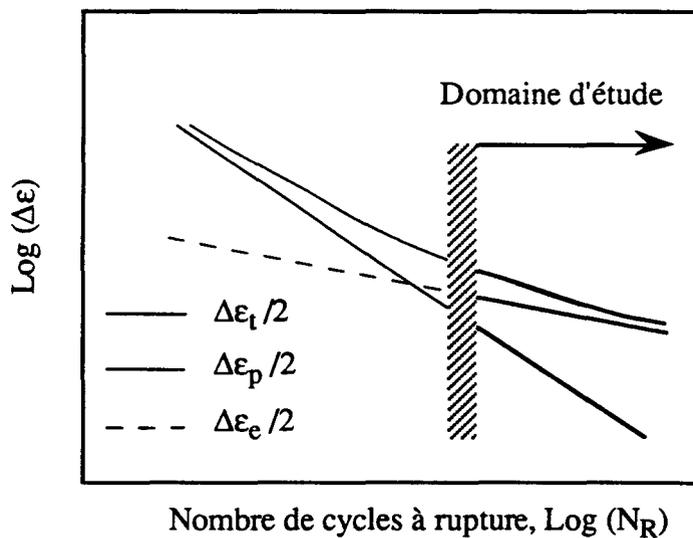


Figure IV.12 : Schéma de courbes de résistance à la fatigue oligocyclique

IV.7. Estimation de la limite conventionnelle de fatigue

Les résultats des essais de fatigue présentés jusqu'à présent correspondent à des durées de vie avec $5.10^2 < N_R < 5.10^5$, peu d'essais étant du domaine de l'endurance. Afin de déterminer de manière approximative la limite conventionnelle de fatigue σ_D (traditionnellement prise à 10^8 cycles pour les alliages d'aluminium [150]) de l'alliage A-S10U3NG non renforcé et du composite F3K10S, et pour éviter des temps d'essai trop importants, un essai de type Locati a été réalisé.

IV.7.1. Principe de l'essai de Locati

L'intérêt de l'essai de Locati est de permettre d'obtenir un ordre de grandeur de la limite conventionnelle de fatigue σ_D grâce à un seul essai de fatigue par paliers successifs, en utilisant la loi linéaire du cumul de dommage de Miner, ceci connaissant l'allure de trois courbes d'endurance C_j ($j = 1, 2, 3$), supposées encadrer le comportement du matériau étudié [151].

La figure IV.13 présente l'allure des courbes de Wöhler hypothétiques pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et pour le composite F3K10S. Pour les deux matériaux, la courbe intermédiaire est la courbe modélisée à partir des résultats expérimentaux ($\text{Log}(N_R) = A_0 + A_1 \text{Log}(\sigma - \sigma_e)$, pour des durées de vie allant jusqu'à 10^8 cycles. Les deux courbes inférieures et supérieures ont été obtenues en multipliant les valeurs de $(\sigma - \sigma_e)$ par un facteur 0,75 et 1,25 respectivement, afin d'encadrer la courbe précédente. Ces courbes ont été représentées jusqu'à 170 MPa, qui est le niveau de contrainte maximum atteint au cours de l'essai de Locati.

IV.7.2. Principe de l'essai

Un essai de Locati consiste à soumettre l'éprouvette à des paliers de chargement de niveaux croissant en progression arithmétique, durant un même nombre de cycles n (10^5 cycles dans la cas présent). Les niveaux de contrainte σ_{ai} ($i = 1, \dots, 8$) choisis sont respectivement 30, 50, 70, 90, 110, 130, 150 et 170 MPa.

Etant donné la forte dispersion sur les durées de vie obtenues lors des essais de fatigue sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le composite F3K10S, deux essais de Locati ont été réalisés sur chaque matériau. Le tableau IV.5 donne les durées de vie obtenues et le niveau de contrainte auquel s'est produit la rupture et la figure IV.14 permet de situer la rupture des éprouvettes dans un diagramme σ_a-N_R .

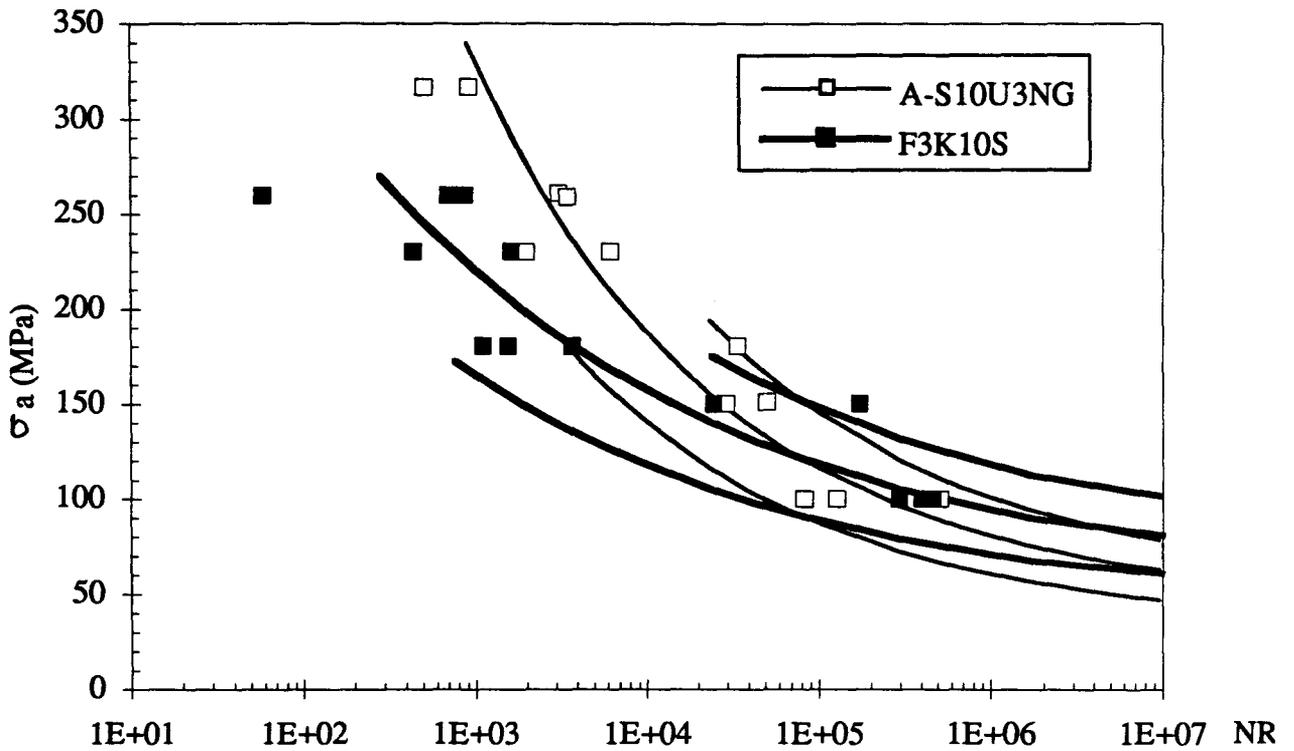


Figure IV.13 : Courbes hypothétiques de Wöhler utilisées pour les essais de Locati pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et le composite F3K10S

Matériau	Essai n°1	Essai n°2
A-S10U3NG	33 144 cycles (90 MPa)	7 835 cycles (150 MPa)
F3K10S	12 779 cycles (110 MPa)	32 785 cycles (150 MPa)

Tableau IV.5 : Résultats des essais de Locati (nombre de cycles et niveau de contrainte à rupture)

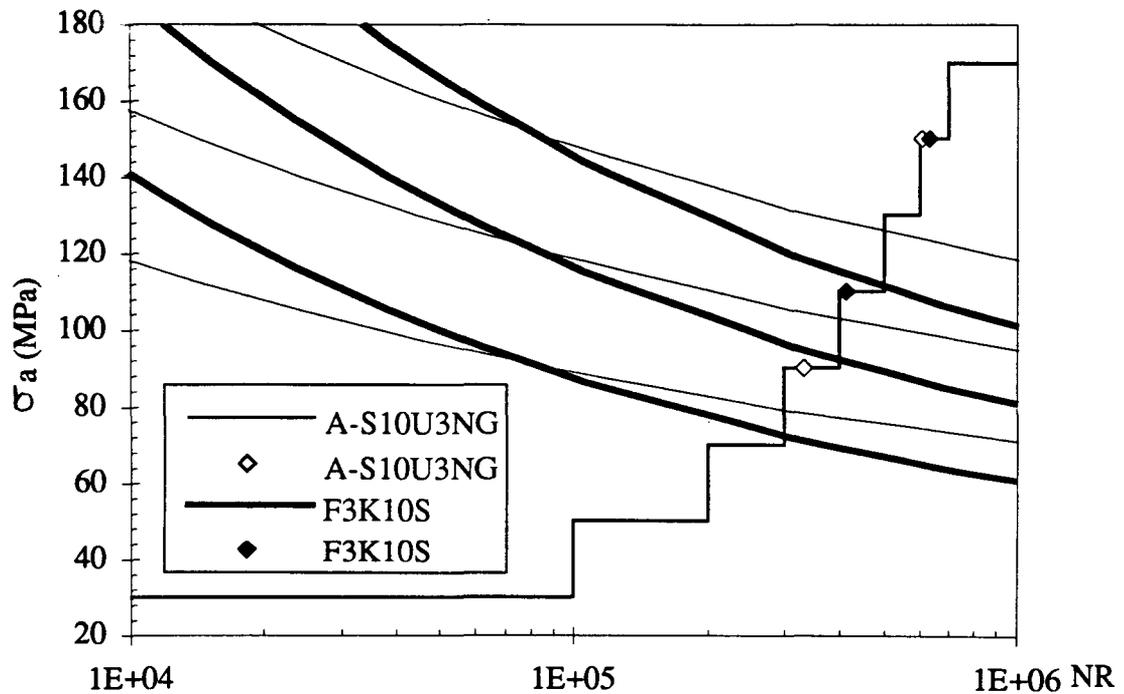


Figure IV.14 : Courbes de Wöhler hypothétiques, trajets de chargement et durées de vie pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et le composite F3K10S, pour les essais de Locati effectués.

On calcule ensuite les dommages partiels $(\frac{n}{N})_{ij}$ pour chaque niveau de contrainte σ_{ai} ($i = 1, \dots, 8$) et sur chaque courbe C_j ($j = 1, 2, 3$) de Wöhler hypothétique où N représente le nombre de cycles à rupture au niveau i de contrainte correspondant et pour la courbe de Wöhler considérée.

On obtient donc le dommage $D_j = \sum (\frac{n}{N})_{ij}$ calculé sur chaque courbe de Wöhler hypothétique. La limite conventionnelle de fatigue est déterminée par interpolation lorsque $D = 1$.

La figure IV.15 montre la courbe passant par les trois dommages D_j ainsi calculés, en fonction de la limite conventionnelle de fatigue σ_D , pour les quatre essais.

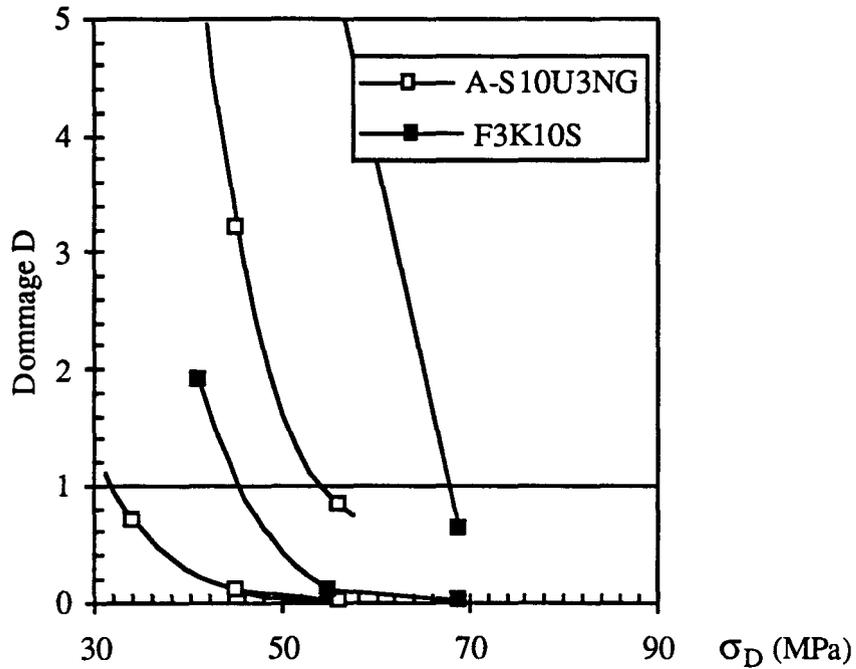


Figure IV.15 : Evolution du dommage D en fonction de la limite conventionnelle de fatigue pour l'A-S10U3NG non renforcé et le composite F3K10S

Il est à noter que la courbe de dommage concernant un des essais de Locati ne coupe pas l'ordonnée $D = 1$. La valeur de la limite conventionnelle de fatigue a alors été extrapolée. Le tableau IV.6 récapitule les valeurs des limites conventionnelles d'endurance σ_D à 10^8 cycles déterminées ainsi que les valeurs de σ_e estimées précédemment par la loi $\text{Log}(N_R) = A_0 + A_1 \text{Log}(\sigma - \sigma_e)$.

Matériau	σ_D (MPa)	σ_e (MPa)
A-S10U3NG	$32 < \sigma_D < 54$	45
F3K10S	$45 < \sigma_D < 68$	55

Tableau IV.6 : Estimation des limites conventionnelles de fatigue à 10^8 cycles de l'alliage A-S10U3NG non renforcé et du composite F3K10S, par la méthode de Locati.

Conformément à ce que semblait annoncer les courbes de Wöhler de la figure IV.10, le composite F3K10S possède une limite conventionnelle de fatigue à 10^8 cycles supérieure à celle de l'alliage A-S10U3NG non renforcé.

IV.8. Etude microfractographique

L'étude des faciès de rupture en fatigue sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le composite F3K10S a été menée à l'œil, à la loupe binoculaire et au microscope électronique à balayage.

Les observations à l'œil et à la loupe binoculaire n'ont montré aucune striction, du fait de l'absence de plasticité, au voisinage de la zone de rupture finale, tant pour le composite F3K10S que pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé. Ces observations ont révélé la présence d'inclusions (en noir sur le faciès) et de peaux d'oxydes (zones brillantes) sur les faciès de rupture en fatigue du composite F3K10S (figure IV.16).

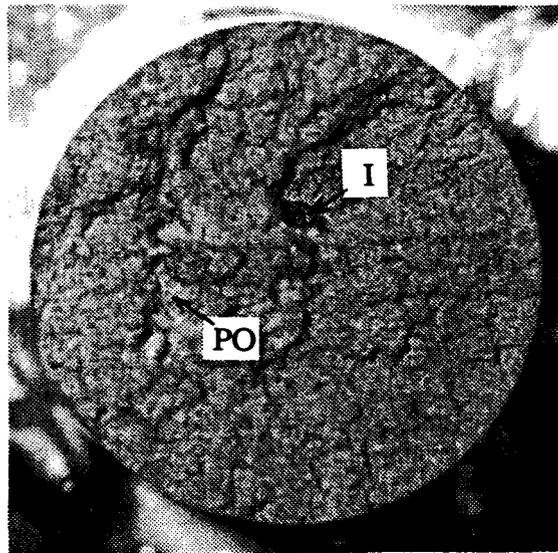


Figure IV.16 : Présence de défauts (inclusions (I), peaux d'oxydes (PO)) sur le faciès de rupture en fatigue oligocyclique du composite F3K10S (diamètre ϕ 10 mm). (essai FCUP6 : $\sigma_a = 230$ MPa, $N_R = 444$ cycles)

Ce type de défaut a très peu été observé sur l'alliage non renforcé.

Il est difficile de situer, à l'état usiné poli, les sites d'amorçage et les zones de propagation associées, sur les faciès de rupture du composite F3K10S et de l'alliage non renforcé, notamment à haut niveau de contrainte. La figure IV.17 montre les faciès de rupture observés à la loupe binoculaire sur le composite F3K10S à bas et haut niveau de contraintes. Les sites d'amorçage sont placés en bas de la photo.

On remarque souvent qu'il n'y a pas un site d'amorçage mais plusieurs, et que la présence de défauts comme les inclusions, les peaux d'oxydes ou les microretassures, ainsi qu'une répartition localement hétérogène des renforts (amas de particules) peuvent constituer des zones d'amorçage de fissure soit au voisinage de la surface, soit internes, dans le composite F3K10S.

D'une manière générale, les observations à l'œil et à la loupe binoculaire ont montré un relief plus important du faciès de rupture à haut niveau de contrainte qu'à bas niveau pour le composite F3K10S comme pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé (figure IV.18).

Les observations menées au microscope électronique à balayage (MEB) montrent la grande similitude des faciès de rupture en fatigue entre le composite F3K10S et l'alliage A-S10U3NG non renforcé, à haut comme à bas niveau de contrainte (figure IV.19).

Malgré les caractères macroscopiquement fragiles des faciès des deux matériaux, on note, à l'échelle microscopique, un faciès de rupture à cupules ductiles de l'alliage A-S10U3NG et du composite. Ces faciès sont très semblables à ceux observés en traction monotone.



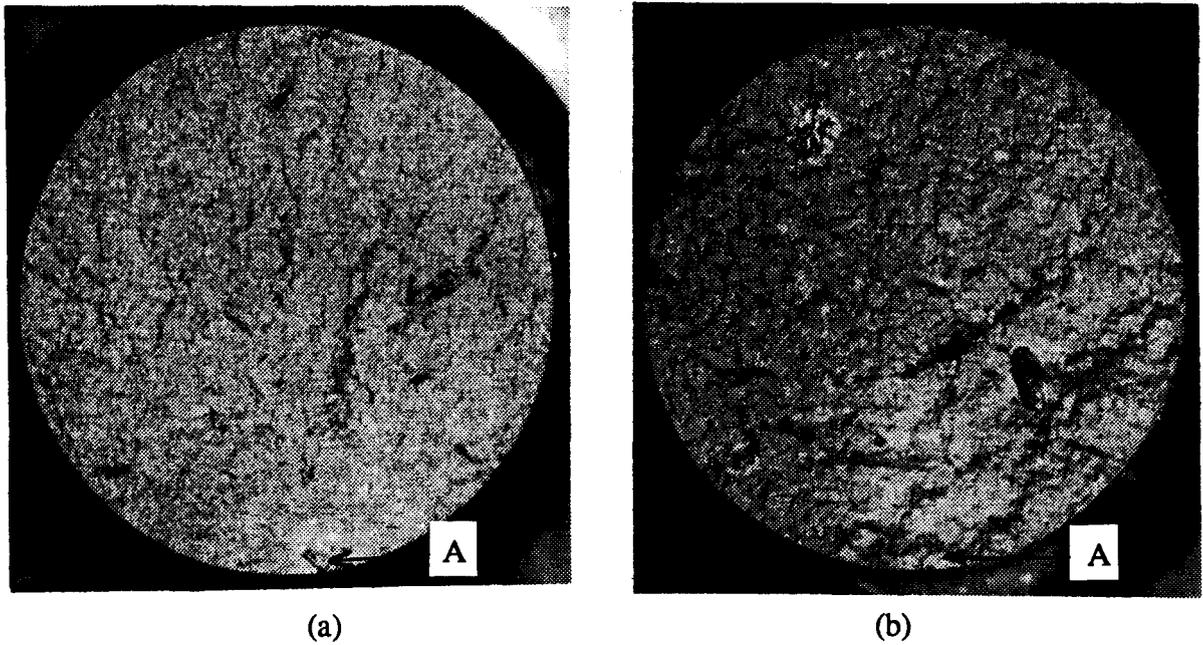


Figure IV.17 : Faciès de rupture en fatigue oligocyclique à la loupe binoculaire du composite F3K10S (diamètre ϕ 10 mm). (A) : amorçage
(a) : $\sigma_a = 100$ MPa (FCUP8, $N_R = 298\,111$ cycles)
(b) : $\sigma_a = 260$ MPa (FCUP13, $N_R = 867$ cycles)

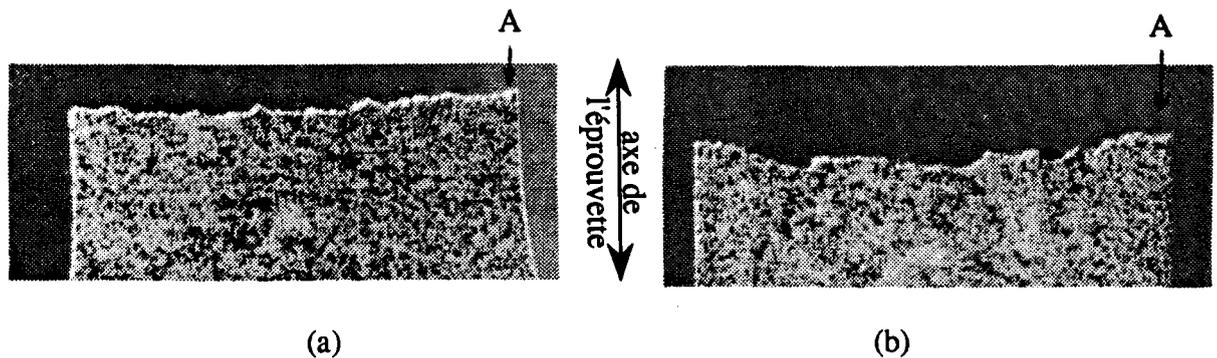
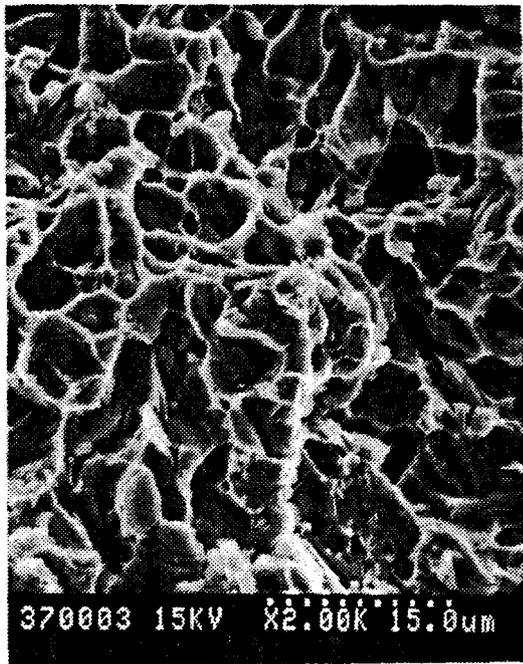
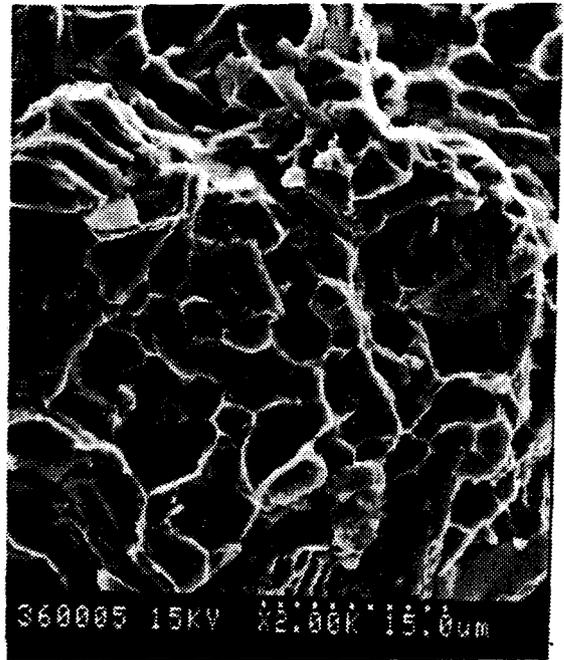


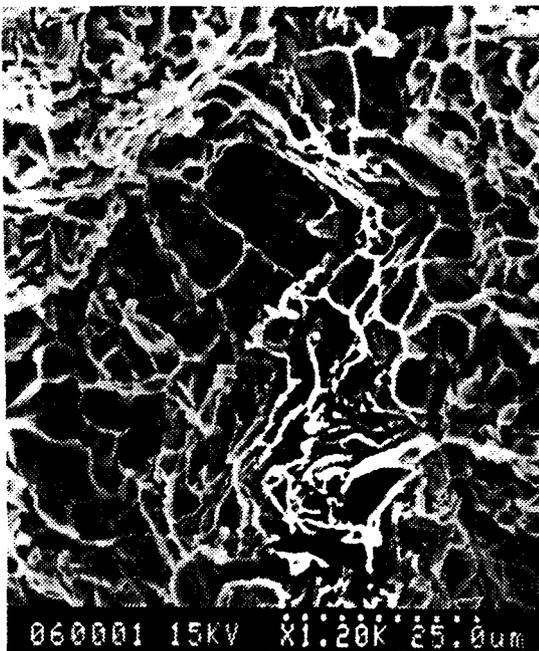
Figure IV.18 : Coupes longitudinales d'éprouvettes de composite F3K10S rompues en fatigue oligocyclique, observées à la loupe binoculaire (diamètre de l'éprouvette ϕ 10 mm). (A) : amorçage
(a) : $\sigma_a = 100$ MPa, amorçage en surface à droite de la photo (FCUP8, $N_R = 298\,111$ cycles) ;
(b) : $\sigma_a = 260$ MPa, amorçage en surface à droite de la photo, (FCUP13, $N_R = 867$ cycles)



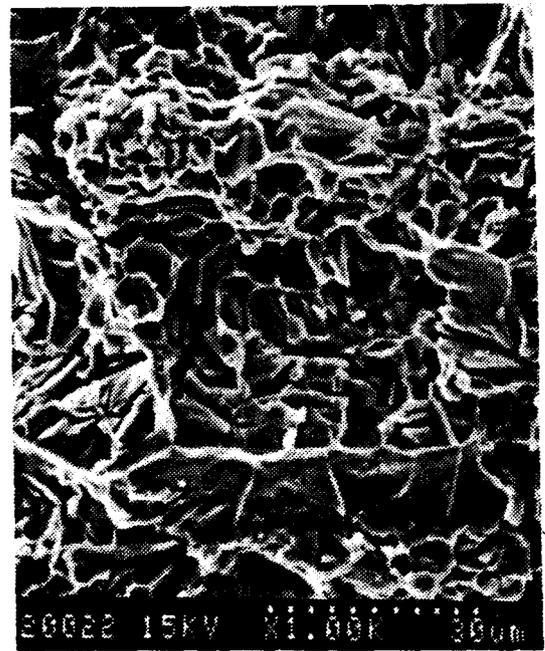
(a)



(b)



(c)



(d)

Figure IV.19 : Faciès de rupture en fatigue oligocyclique observés au MEB

(a) : A-S10U3NG, $\sigma_a = 100$ MPa, $N_R = 4\,843\,621$ cycles

(b) : F3K10S, $\sigma_a = 100$ MPa, $N_R = 4\,945\,000$ cycles

(c) : A-S10U3NG, $\sigma_a = 320$ MPa, $N_R = 515$ cycles

(d) : F3K10S, $\sigma_a = 230$ MPa, $N_R = 444$ cycles



IV.9. Discussion - Conclusion

IV.9.1. Analyse du durcissement cyclique

La figure IV.20 présente l'évolution de $\Delta\epsilon_t$ pour différents niveaux de σ_a , sur l'alliage A-S10U3NG et le composite F3K10S, en fonction de la fraction de durée de vie $\frac{N}{N_R}$. Cette figure permet de mettre en évidence la fraction de durée de vie correspondant aux différentes phases d'accommodation, de stabilisation et de propagation.

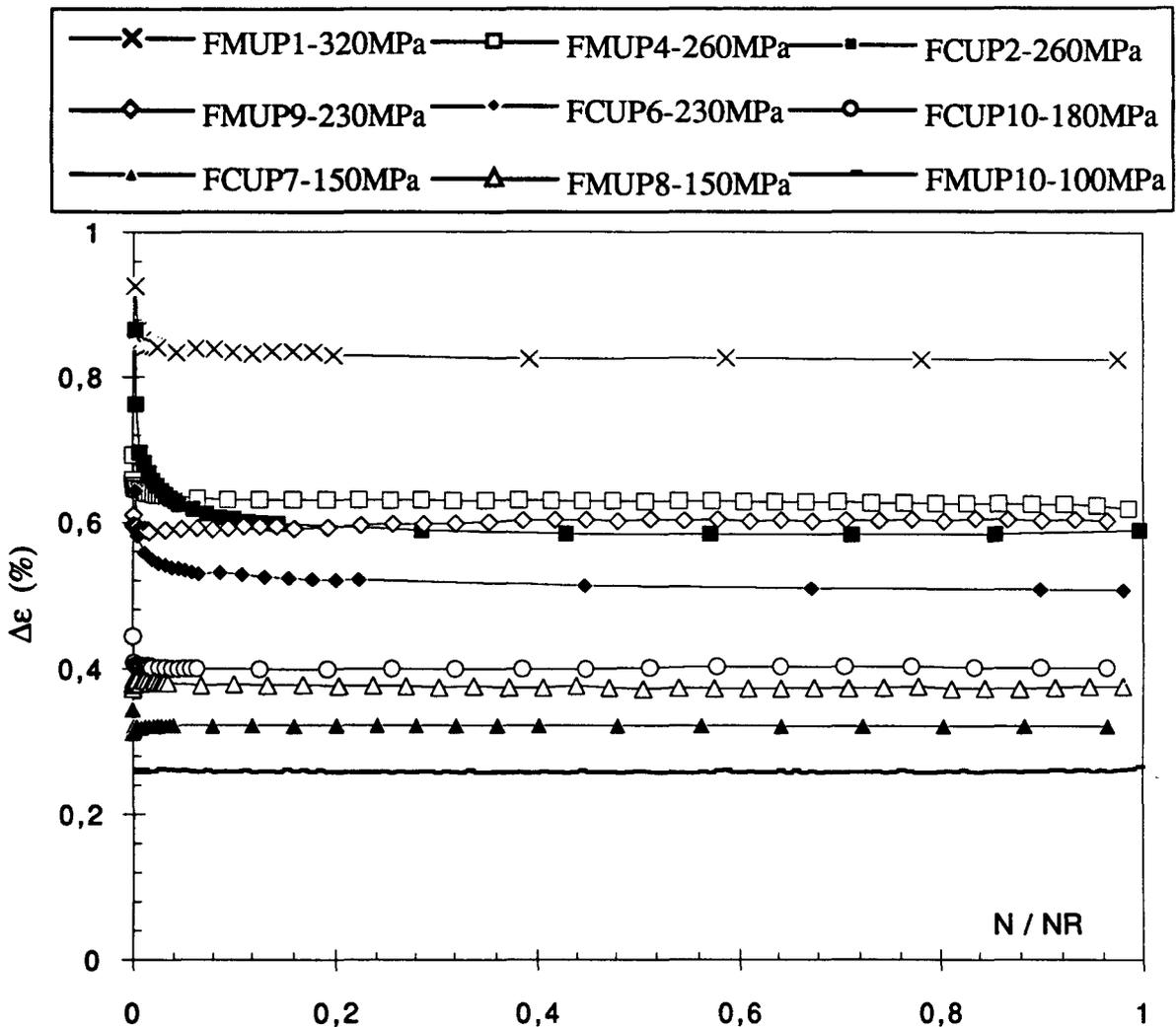


Figure IV.20 : Evolution de $\Delta\epsilon_t$ au cours du cyclage pour différents niveaux de σ_a , sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le composite F3K10S en fonction de $\frac{N}{N_R}$.

Comme précédemment, on distingue nettement deux phases principales pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et le composite F3K10S :

- * une première phase de durcissement cyclique, correspondant à une diminution de $\Delta\epsilon_t$; ce durcissement dure 20% de la durée de vie à haut niveau de contrainte où il y a un fort durcissement, mais ne dure que quelques % de la durée de vie à bas niveau de contrainte où le durcissement est plus faible.
- * une deuxième phase de stabilisation qui dure entre 80% (pour les plus hauts niveaux de contrainte) et plus de 95% (pour les bas niveaux de contrainte) de la durée de vie.
- * on note ici l'absence de la phase de propagation qui traduit la rupture brutale du composite et de l'alliage non renforcé.

Comme nous l'avons vu dans l'étude bibliographique (cf § I.3.6), le durcissement cyclique observé sur les CMM Al-SiCp s'explique par l'accumulation de déformation plastique dans la matrice du composite [106], et suite à une augmentation de la densité de dislocations dans la matrice du composite, à l'interaction des dislocations mobiles avec les particules SiC ou avec les précipités de la matrice, ou encore à l'interaction des dislocations entre elles [108]. Ces deux mécanismes sont en réalité identiques mais le premier décrit le durcissement à l'échelle macroscopique, le second à l'échelle microscopique. De la même manière, le composite F3K10S durcit par accumulation de déformation plastique dans la matrice, puisque la matrice est elle-même capable de durcir cycliquement (cf figure IV.7). L'état de contrainte triaxial dans la matrice autour des particules SiC, combiné à la présence des particules SiC, qui génèrent une densité de dislocations plus importante dans la matrice du composite que dans l'alliage non renforcé, peut conduire également à un durcissement plus important du composite F3K10S, comme nous l'avons observé.

IV.9.2. Endommagement en fatigue oligocyclique

Rappelons préalablement quelques résultats issus de la bibliographie concernant l'aspect des faciès de rupture en fatigue.

Selon Llorca [105-107] et Srivatsan [108], le durcissement cyclique, suite à l'accumulation de la déformation plastique, c'est à dire à l'augmentation de la densité de dislocation dans la matrice du composite, conduit au cisaillement progressif des précipités et/ou à la rupture et/ou à la décohésion des particules SiC d'avec la matrice, et à la croissance des vides dans la matrice. Ces mécanismes ont été schématisés, dans l'étude bibliographique, au paragraphe I.3.6. Selon Llorca [107], l'accumulation de déformation

plastique a lieu principalement autour des renforts SiC, où la déformation plastique est maximale. Ceci doit conduire, sur le faciès de rupture, à des tailles de cupules plus faibles autour des particules SiC qu'au cœur de la matrice. Ce phénomène n'a pas été constaté sur le composite F3K10S quel que soit le niveau de contrainte, comme le montre la figure IV.19, même si de nombreuses cupules résultant de la formation et de la croissance des vides ont pu être observées.

De la même manière, Srivatsan [108], se basant uniquement sur des observations sur le composite, suggère que la taille des cupules soit plus faible sur le composite par rapport à l'alliage non renforcé puisque, selon lui, les renforts SiC augmentent le nombre, mais limitent le grossissement des vides dans la matrice. Ce phénomène pourrait, selon lui, expliquer une diminution de la résistance à la fatigue du composite par rapport à l'alliage non renforcé. La comparaison des faciès de rupture de l'alliage A-S10U3NG et du composite F3K10S à haut et bas niveaux de contrainte n'a pas montré de différence sensible entre les deux matériaux en ce qui concerne la taille des cupules (figure IV.19).

Pour la compréhension des mécanismes d'endommagement dans le cas du composite F3K10S, il est essentiel de tenir compte du niveau de sollicitation.

A bas niveau, la figure IV.21 (a-b-c-d) montre la coupe longitudinale polie d'une éprouvette de composite F3K10S rompue en fatigue à $\sigma_a = 100$ MPa (FCUP8, $N_R = 298\ 111$ cycles). Sur toutes les photos présentées par la suite, la direction moyenne du faciès de rupture est perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette, horizontale et située sur la partie supérieure de la photo. Les figures IV.21-(a-b) montrent une décohésion matrice/renfort sur le faciès de rupture finale et le long d'une fissure secondaire au voisinage du faciès, où l'on remarque également la présence de précipités au voisinage de la particule. La figure IV.21-c montre qu'il y a également rupture des plus gros précipités et que quelques décohésions entre les précipités et la matrice ont aussi pu être constatées. La figure IV.21-d présente une fissure secondaire qui s'est propagée en évitant les particules SiC, en créant (en bas de la photo) une décohésion matrice/renfort, ce qui prouve l'existence d'un phénomène de déviation de fissure à bas niveau de contrainte dans le composite. En revanche, aucune rupture de particule n'a pu être constatée à bas niveau de contrainte, même pour des particules avec un facteur de forme $\frac{\text{largeur}}{\text{longueur}}$ important, alignées dans la direction du chargement.

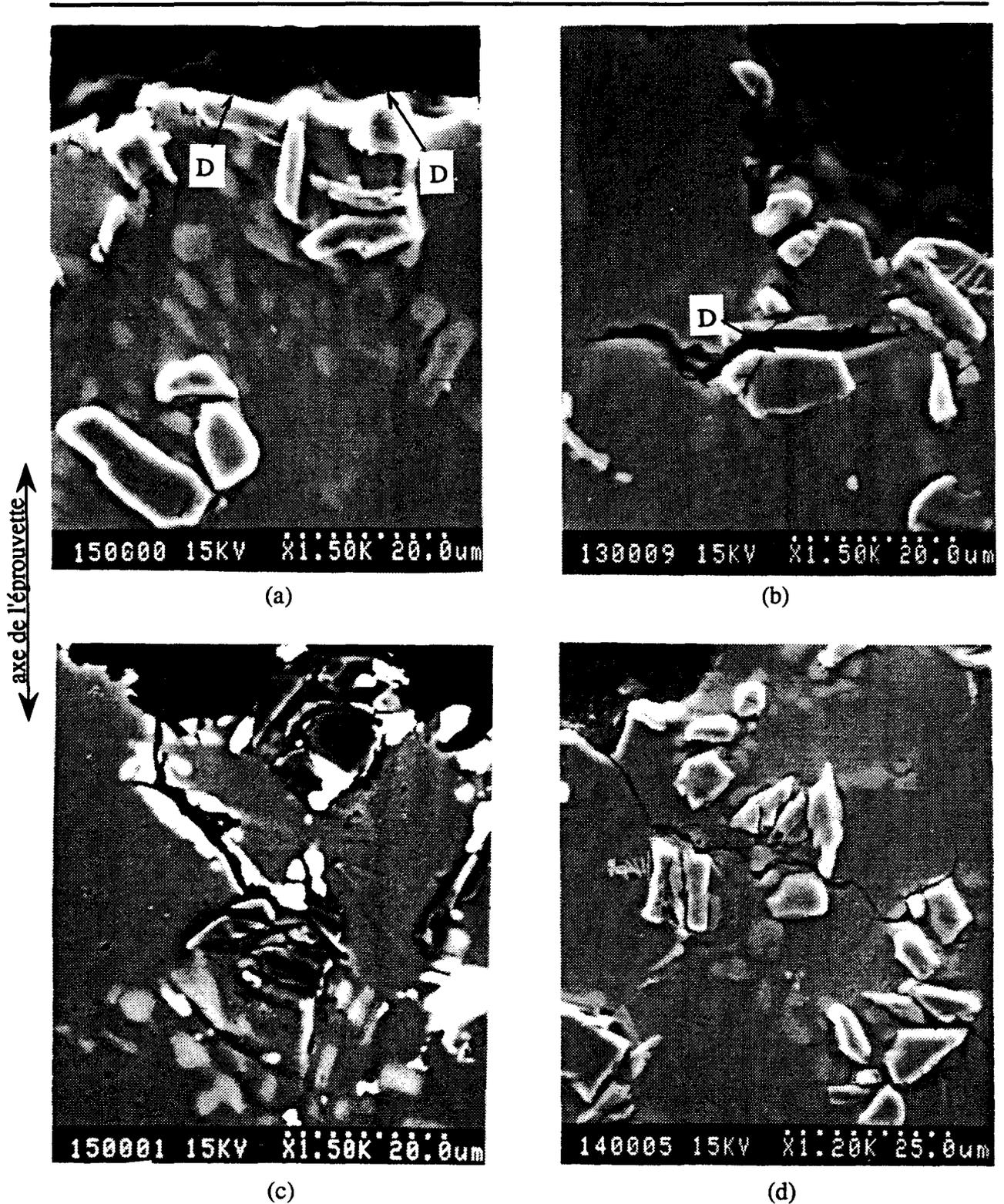


Figure IV.21 : Coupe longitudinale de l'éprouvette FCUP8 rompue en fatigue (essai FCUP8 : $\sigma_a = 100$ MPa, $N_R = 298111$ cycles). (D) : décohésion

(a) : décohésion matricelrenfort, (b) : décohésion matricelrenfort, (c) : rupture et décohésions de précipités, (d) : déviation d'une fissure secondaire par des particules SiC

Les mêmes observations ont été réalisées à haut niveau de contrainte $\sigma_a = 260$ MPa (FCUP13, $N_R = 867$ cycles). Les mêmes phénomènes de décohésion matrice/particule ont été observés, ainsi que la rupture et/ou la décohésion des précipités le long d'une fissure secondaire qui traverse une zone riche en précipités (figure IV.22-a). On a constaté de plus la présence de particules rompues au voisinage du faciès de rupture (figure IV.22-b). Conformément au mécanisme de rupture des particules décrit pour la traction monotone (cf § III.5), les particules rompues observées ont une taille et un facteur de forme plus importants et sont orientées en général suivant l'axe de la sollicitation. Les conditions nécessaires pour la rupture des particules semblent donc être les mêmes en traction monotone et en fatigue .

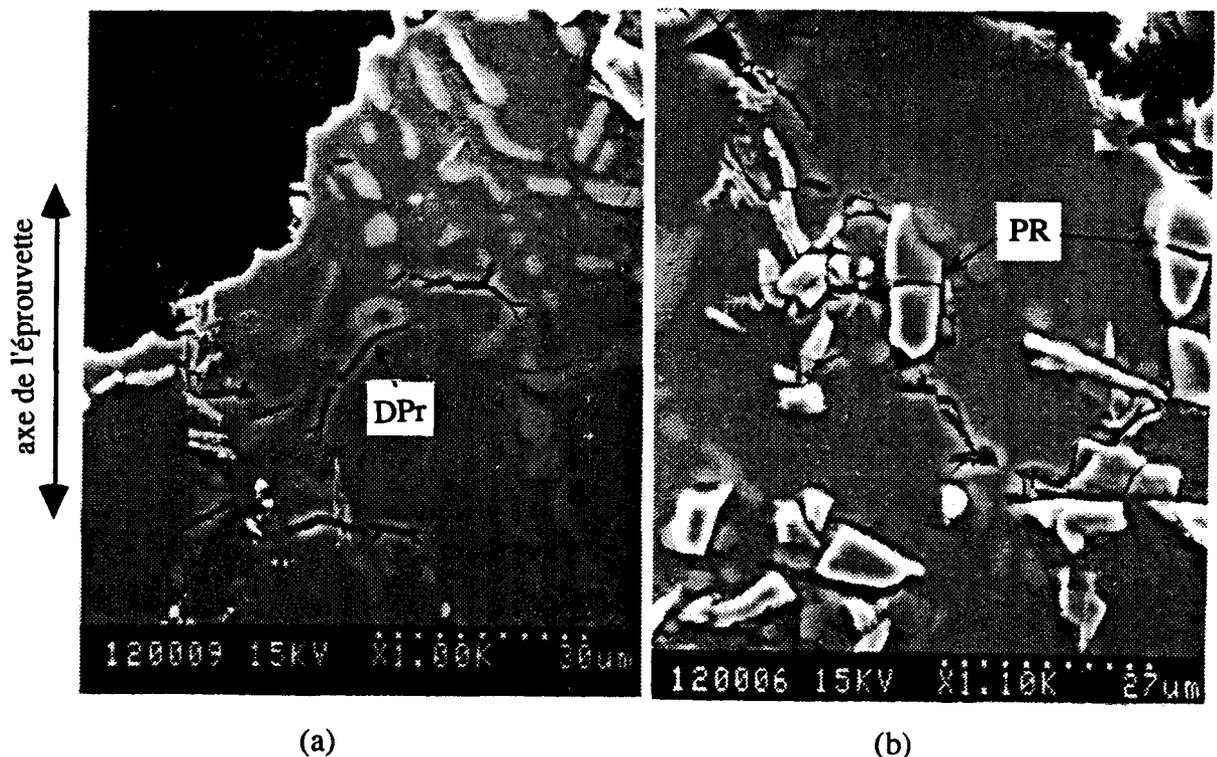


Figure IV.22 : Coupe longitudinale d'une éprouvette rompue en fatigue oligocyclique (essai FCUP13 : $\sigma_a = 260$ MPa, $N_R = 867$ cycles).

(PR) : Particule rompue ; (DPr) : Décohésion précipité / matrice

(a) : rupture des précipités dans la matrice du composite,

(b) : décohésion matrice/renfort et rupture de particules SiC

D'après Levin [109] et Srivatsan ([108], [141]), les ruptures de particules ou les décohésions matrice/renfort sont à l'origine de l'amorçage des micro-fissures. Il est

cependant probable que la rupture des particules peut être à l'origine de l'amorçage comme elle peut être le résultat de la propagation de la fissure.

La rupture des précipités n'est pas propre à la matrice du composite F3K10S ; elle a aussi été observée sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé. La figure IV.23 montre la coupe longitudinale d'une éprouvette d'alliage A-S10U3NG non renforcé (essai FMUP4) rompue après cyclage pendant 3148 cycles à $\sigma_a = 260$ MPa. On remarque la rupture de précipités au voisinage de la surface de l'éprouvette. Ces précipités, d'une taille d'environ 10 μm , ont été rompus de manière fragile.

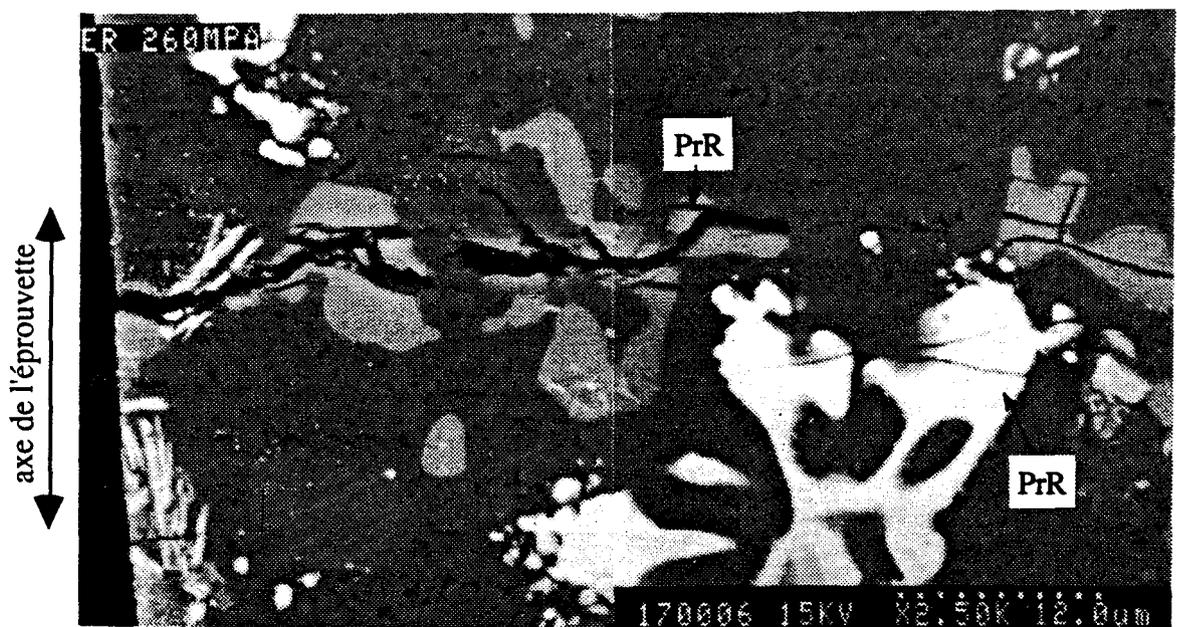


Figure IV.23 : Coupe longitudinale d'une éprouvette d'alliage A-S10U3NG non renforcé rompue en fatigue oligocyclique. Rupture des précipités de Si (gris clair) et des précipités riches en Fe et Ni (blancs), au voisinage de la surface. (essai FMUP4 : $\sigma_a = 260$ MPa, $N_R = 3148$ cycles). (PR) : Précipité rompu.

On remarque également sur la figure IV.22-b et la figure IV.23 la présence de nombreuses microfissures secondaires entre les particules ou les précipités rompus. Elle peut s'expliquer par une taille de zone plastifiée plus importante en fond de fissure à haut niveau de contrainte, dans laquelle les contraintes peuvent rompre les précipités, créer des décohésions matrice/renfort ou des ruptures de particules, à l'avant du front de fissure, conformément au mécanisme proposé par Masuda ([94], [98]) (cf § I.3.5). A bas niveau de

contrainte, la zone plastifiée est plus confinée en fond de fissure, rendant ce phénomène moins important. Ce mécanisme est susceptible de générer un faciès présentant plus de relief dans la zone de propagation, comme le montrent les coupes longitudinales d'éprouvettes rompues à haut niveau de contrainte (figure IV.18), puisque la fissure principale risque de coalescer avec les fissures secondaires. A bas niveau de contrainte, la propagation de la fissure est en revanche plus plane, conduisant à un faciès avec moins de relief. L'association des ruptures de particules à haut niveau de contrainte et la coalescence des fissures secondaires créées à l'avant de la fissure principale, dans la zone déformée plastiquement, peuvent alors contribuer à expliquer la plus faible résistance du composite F3K10S à haut niveau de contrainte par rapport à l'alliage A-S10U3NG non renforcé.

IV.9.3. Suivi de l'endommagement en fatigue oligocyclique

Afin de confirmer les résultats précédents, deux essais de fatigue interrompus ont été réalisés sur le composite F3K10S, l'un à haut, l'autre à bas niveau de contrainte. Le but de ces essais était de suivre l'évolution de l'endommagement en surface au cours du cyclage. Les observations ont été effectuées au microscope électronique à balayage, avant cyclage et régulièrement au cours du cyclage, après démontage de l'éprouvette de la machine d'essai. Une très légère entaille a été réalisée à l'aide d'une fraise ϕ 63 mm sur la surface polie, afin de favoriser l'amorçage des fissures, mais d'influer le moins possible sur les champs de contrainte et de déformation locaux. Cette entaille a ensuite été polie. La figure IV.24 montre la géométrie de l'éprouvette entaillée.

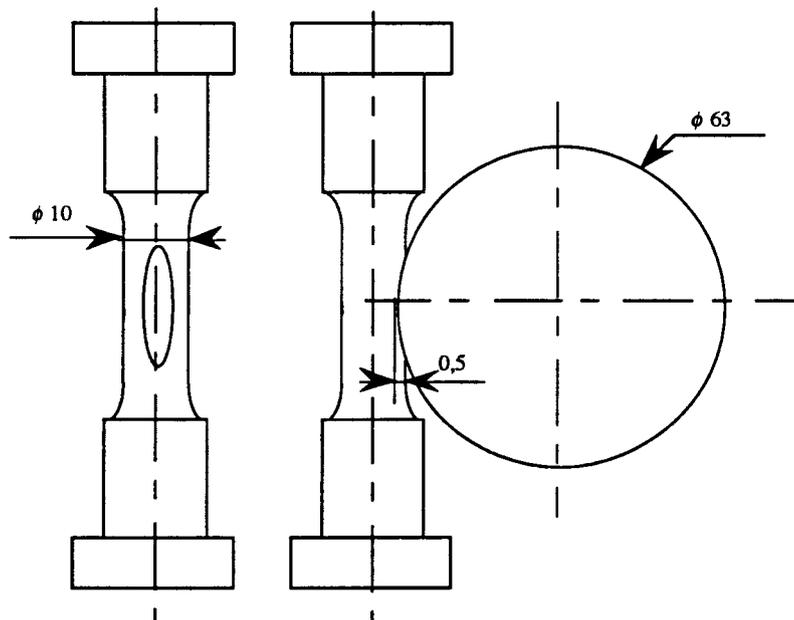


Figure IV.24 : Epreuve de fatigue oligocyclique entaillée

Les résultats des deux essais sont consignés dans le tableau IV.7.

n° essai	σ_a (MPa)	N_R	N_R estimé
FCEN1	250	995	400
FCEN2	150	29067	20000

Tableau IV.7 : Résultats des essais de fatigue oligocyclique interrompus sur éprouvettes entaillées (composite F3K10S)

Les observations de l'entaille de l'éprouvette cyclée à $\sigma_a = 250$ MPa ont montré la présence de trois fissures (qui deviendront des fissures secondaires) dès 50 cycles (6% N_R). La figure IV.28 montre la position des fissures détectées par rapport à l'entaille. La figure IV.25 montre la progression de l'extrémité gauche d'une de ces fissures secondaires (fissure n°1) à 6%, 12% et 68% N_R . La fissure semble progresser ici, en surface, par coalescence avec les précipités rompus à l'avant du front de fissure.

Une quatrième fissure a été observée après 107 cycles (12% N_R). Cette fissure mesurait déjà environ 200 μm . La figure IV.26 présente l'évolution de l'extrémité gauche de cette fissure à différents stades de la durée de vie. A rupture, cette fissure mesurait environ 400 μm (figure IV.27). On remarque les méandres de la fissure en surface avec la présence de particules rompues, de précipités rompus et de décohésions matrice/renfort (figure IV.24). La rupture finale de l'éprouvette a eu lieu à partir d'une fissure située en dehors de la zone entaillée, qui n'avait par conséquent pas été détectée au cours du cyclage. Après rupture, seules 4 fissures secondaires ont pu être observées dans la zone entaillée. La figure IV.28 montre la répartition de ces fissures sur la zone entaillée et l'éprouvette entaillée après rupture.

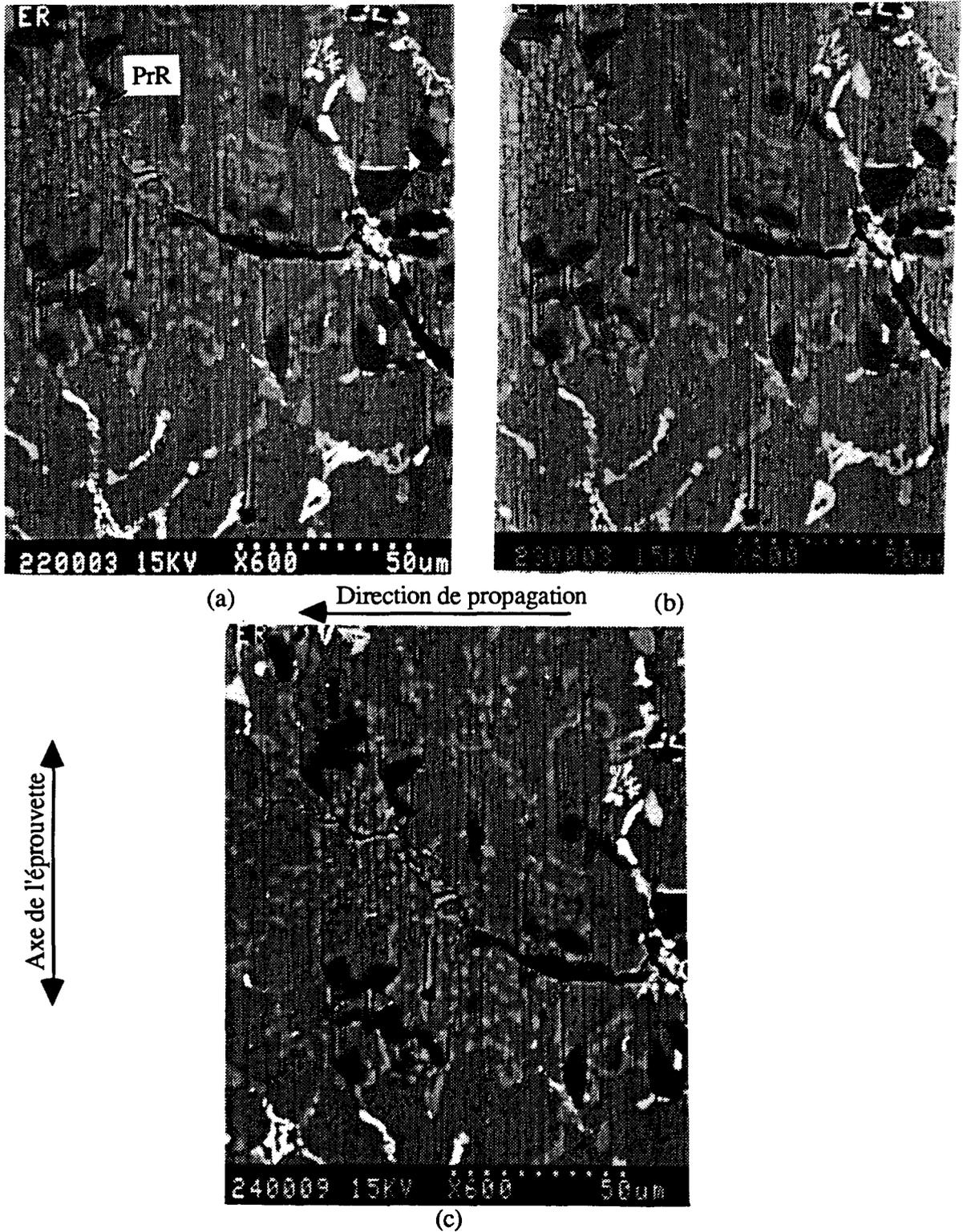


Figure IV.25 : Evolution de la fissure n°1, en surface, au cours du cyclage (essai FCEN1 : $\sigma_a = 250$ MPa) : progression de la fissure par coalescence avec les précipités rompus (PrR) à l'avant du front de fissure. (a) : 6% N_R , (b) : 12% N_R , (c) : 68% N_R .

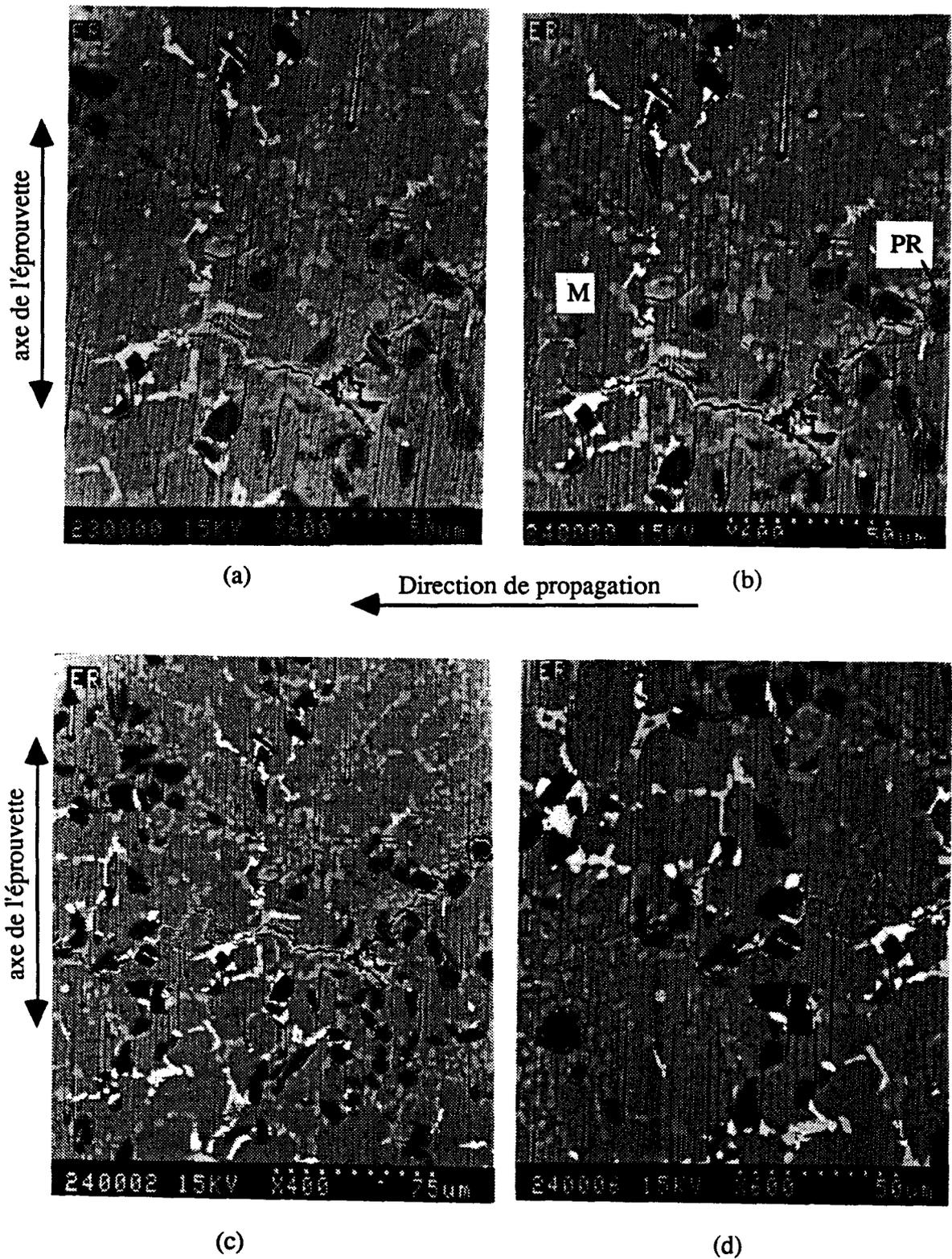


Figure IV.26 : Evolution de la fissure n°4 en surface au cours du cyclage (FCEN1 : $\sigma_a = 250$ MPa, $N_R = 995$ cycles). (M) : Méandre ; (PR) : Particule rompue. (a) : 12% N_R , (b) : 23% N_R , (c) : 45% N_R , (d) : 68% N_R

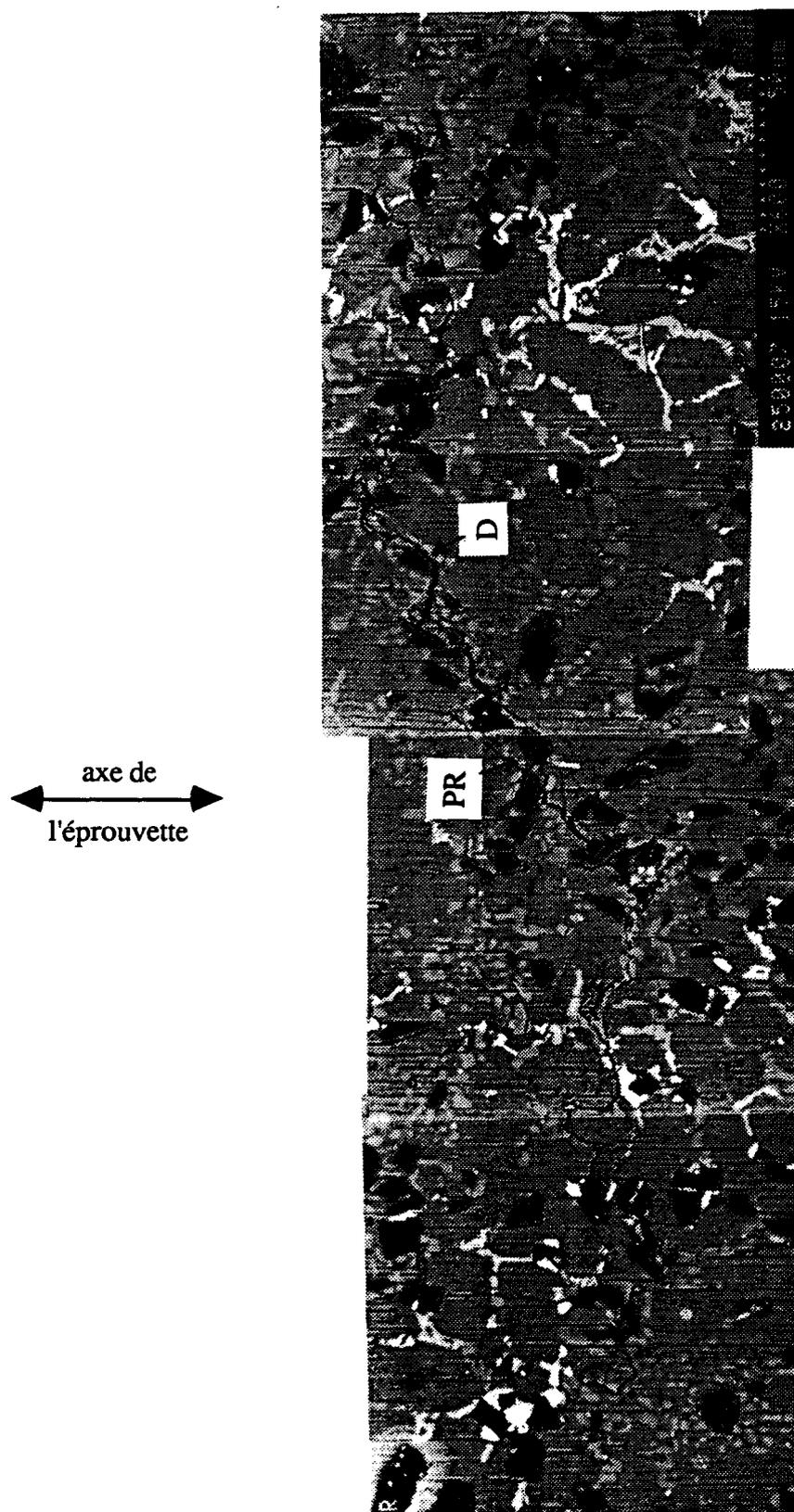


Figure IV.27: Fissure n°4 après rupture de l'éprouvette. (D) : Décohésion matrice / renfort (PR) : Particule rompue. (essai FCEN1 : $\sigma_a = 250$ MPa, $N_R = 995$ cycles)

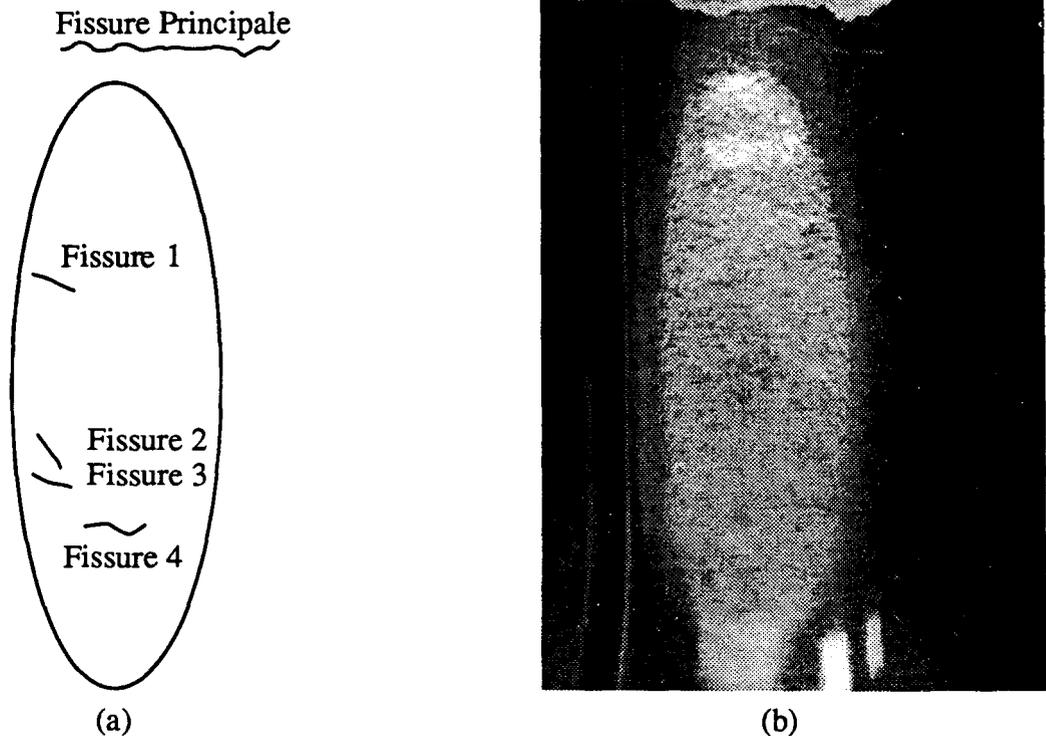


Figure IV.28 : Essai de fatigue interrompu (FCEN1 : $\sigma_a = 250 \text{ MPa}$, $N_R = 995 \text{ cycles}$)
 (a) : répartition des fissures sur l'éprouvette entaillée, (b) : éprouvette après rupture.

A bas niveau de contrainte (essai FCEN2, $\sigma_a = 150 \text{ MPa}$, $N_R = 29067 \text{ cycles}$), la fissure principale a été observée à seulement 50% N_R , en dehors de la zone entaillée. Celle-ci mesurait environ $700 \mu\text{m}$ en surface à 50% N_R et $910 \mu\text{m}$ à 95% N_R . Aucune rupture de particule en surface n'a été observée au cours de la progression de cette fissure, au voisinage de la fissure. L'amorçage a probablement eu lieu sur une inclusion riche en silicium, en surface.

L'observation de la surface des éprouvettes au cours du cyclage a permis de mettre en évidence, dès les premiers cycles, à haut niveau de contrainte, la présence d'un endommagement (particules rompues, décohésions matrice/renforts etc...) et de fissures en surface. Ces observations doivent être confirmées par la réalisation d'autres essais interrompus à haut et bas niveau de contrainte. Ces résultats sont connus sur les matériaux homogènes mais sont surprenants sur le composite F3K10S puisque nous avons observé une phase de stabilisation de la déformation qui pouvait durer entre 80 et plus de 95% de la durée de vie. De plus, nous aurions pu imaginer qu'étant donné le caractère fragile du composite F3K10S, la présence d'une fissure conduise rapidement à la rupture. Ces

résultats sont en accord avec les observations de Levin et Karlson [109] qui ont étudié l'amorçage et la croissance de fissures sur la surface d'éprouvettes au cours du cyclage, sur un composite 6061 + 15% Vol. SiC_p élaboré par fonderie. Ils ont montré que les fissures s'amorçaient dès les premiers cycles à haut niveau de sollicitation et que les premières fissures étaient visibles avant 20% N_R à plus bas niveau. Ils observaient que l'amorçage des fissures avait lieu sur des particules rompues ou suite à des décohésions matrice/renfort à haut niveau de sollicitations et suite à des décohésions matrice/renfort à bas niveau de sollicitation.

Comme le fait remarquer Llorca [105-107], le comportement au cours du cyclage est la combinaison de deux mécanismes : un mécanisme de durcissement que nous avons décrit précédemment et un mécanisme d'endommagement, consécutif au durcissement, comme la rupture des particules, la rupture des précipités, les décohésions matrice/renfort ou encore la croissance des vides dans la matrice. La compétition entre ces deux mécanismes, peut conduire à une phase de stabilisation (> 80% N_R dans le cas du composite F3K10S).

IV.9.4. Influence des défauts de surface

Afin de déterminer le rôle des microretassures de surface dans l'amorçage des fissures et l'évolution de ces mêmes microretassures sur le composite F3K10S, des observations ont été réalisées au cours du cyclage lors de l'essai interrompu FCEN1 ($\sigma_a = 250$ MPa, N_R = 995 cycles) décrit précédemment. La figure IV.29 montre une microretassure en surface avant et après cyclage. On remarque que le profil en surface de cette microretassure n'a quasiment pas évolué et n'a pas généré de fissures de surface.

Les mêmes constatations ont été faites sur des défauts de surface avec des tailles très variables, à haut et à bas niveau de sollicitation. Les microretassures de surface ne sont par conséquent pas systématiquement des sites d'amorçage de fissures dans le composite F3K10S. Il est aussi à noter que des fissures secondaires étaient apparues très tôt au cours de ces essais interrompus (amorçage sur des inclusions ou des amas de particules) et on peut penser que, dans ces conditions, seules ces fissures vont progresser. La présence de défauts supplémentaires en surface n'introduit donc pas de nouveaux sites d'amorçage. L'absence d'amorçage de fissure autour des microretassures de surface peut aussi s'expliquer par le fait que les retassures sont des macro-défauts émoussés qui pourraient générer des concentrations de contrainte en fatigue plus faibles qu'une entaille en surface (micro-défaut, amas de particules, petite inclusion) de plus faible dimension. En conclusion, la présence d'une microretassure en surface d'une éprouvette de composite

F3K10S ne sera pas nécessairement le site d'amorçage d'une fissure secondaire. La présence de microretassures à cœur peut en revanche accélérer localement les vitesses de propagation de fissure dans le composite F3K10S.

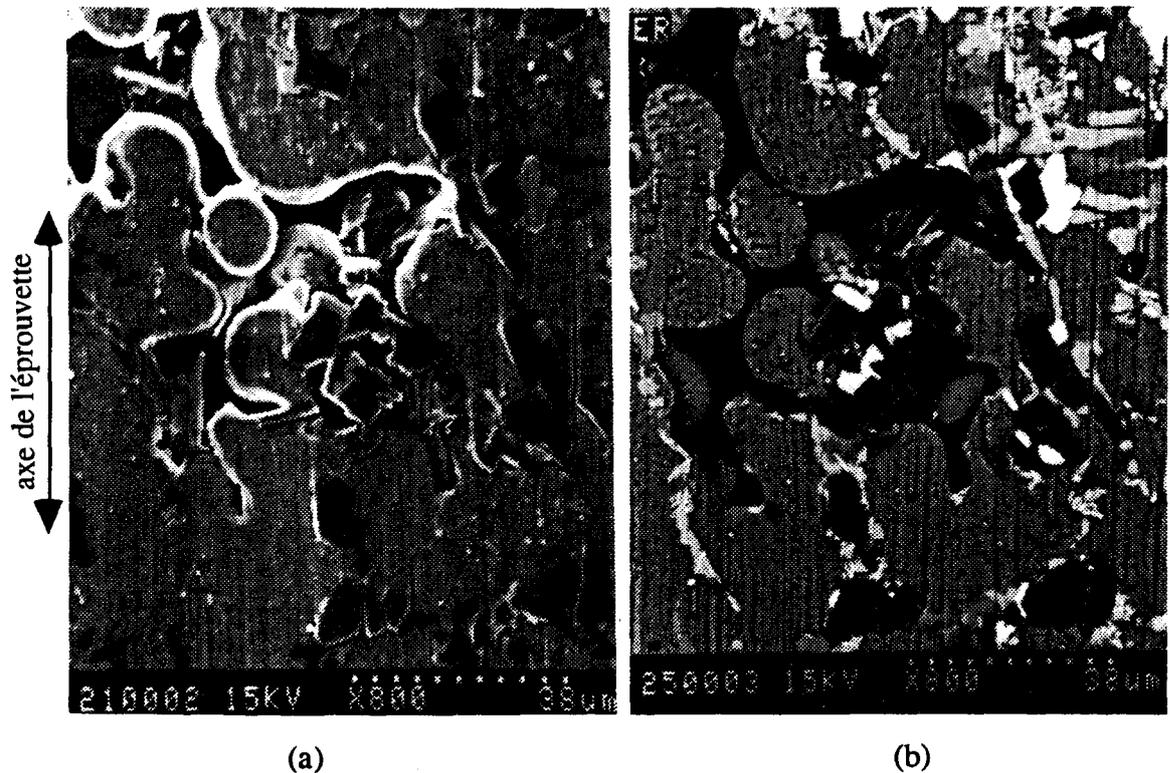


Figure IV.29 : Evolution d'une microretassure en surface sur le composite F3K10S
(essai FCEN1 : $\sigma_a = 250$ MPa, $N_R = 995$ cycles)
(a) : avant cyclage ; (b) : après rupture

Couper et al. [152] ont étudié l'influence de la taille des défauts de fonderie, comme les microretassures, sur la tenue en fatigue d'un alliage d'aluminium A-S7G04. Contrairement à nos observations sur le composite F3K10S, ils ont observé qu'en l'absence de tout autre défaut, les microretassures en surface étaient les sites d'amorçage des fissures. La présence des microretassures conduit à une forte dispersion des résultats de fatigue, de par l'inhomogénéité en taille et en répartition de celles-ci dans le volume des éprouvettes. Ils ont obtenu une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux en considérant ces microretassures comme des fissures partiellement circulaires ($a/r = 0,7$ avec a : distance entre la surface et le fond de fissure, r : rayon de la fissure, a_i : taille initiale de la microretassure) qui se propageraient à une vitesse $\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^n$ [152]. On comprend dans

ce cas l'intérêt de réduire la taille des microretassures (diminution de a_i) dans les alliages élaborés par fonderie.

IV.9.5. Mécanismes d'endommagement et de rupture

Les figures IV.30 et IV.31 schématisent les mécanismes d'endommagement et de rupture observés précédemment sur le composite F3K10S, à bas et haut niveau de contrainte. L'état initial du composite (figure IV.30-a et figure IV.31-a), au voisinage de la surface de l'éprouvette, fait apparaître des particules SiC de taille variable ainsi que des précipités. Particules et précipités sont concentrés dans les espaces interdendritiques à la suite de la solidification.

A bas niveau de contrainte (figure IV.30-b) l'endommagement initial a lieu par rupture et/ou décohésion entre les précipités et la matrice et par décohésion matrice/renfort. Puis, on observe la coalescence des vides dans la matrice entre les ruptures et/ou décohésions précédentes (figure IV.30-c). La progression des fissures peut donner lieu à des phénomènes de déviation de fissure à bas niveau de contrainte (non représenté) dans les espaces interdendritiques. Les faciès de rupture (figure IV.30-d) font apparaître un relief peu marqué avec la présence de précipités rompus ou présentant des décohésions avec la matrice ainsi que des décohésions matrice/renfort.

A haut niveau de contrainte, on observe dans une première phase (figure IV.31-b), la rupture des particules les plus grandes alignées dans la direction du chargement. On observe, comme précédemment à bas niveau de contrainte, des ruptures et/ou décohésions précipités / matrice. On constate ensuite la coalescence des vides dans la matrice entre les différentes décohésions et ruptures (figure IV.31-c). Les macro-fissures peuvent ensuite progresser par coalescence avec les fissures secondaires présentes à l'avant du front de ces fissures, dans les espaces interdendritiques conduisant à un fort relief du faciès. Le faciès de rupture finale montre des particules et des précipités rompus visibles sur chaque côté de l'éprouvette ainsi que des décohésions renforts / matrice et précipités / matrice.

Comme nous l'avons signalé précédemment, il est cependant difficile de donner la proportion de rupture et de décohésion matrice / renfort ou précipité / renfort, comme il est difficile de dire aussi selon quelle chronologie ces événements interviennent ; les deux mécanismes proposés n'en tiennent donc pas compte. De même, pour les deux mécanismes, la présence de défauts en surface (microretassures, amas de particules, inclusions, particules rompues) est susceptible de modifier les sites d'amorçage ainsi que les phases ultérieures d'endommagement et de propagation de fissures. Ces défauts n'ont pas été considérés pour les deux mécanismes, à haut et bas niveau de contrainte.

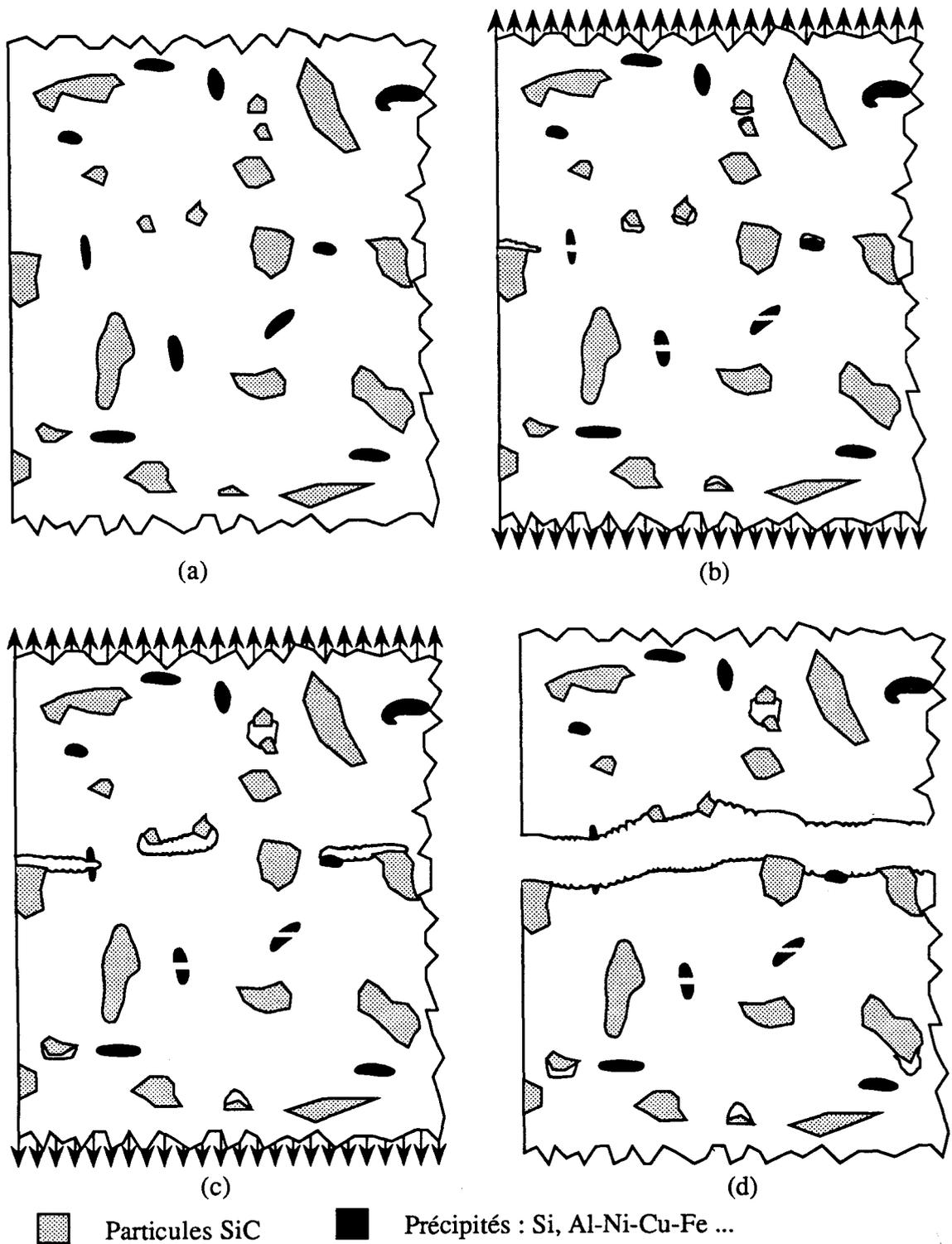


Figure IV.30 : Schéma des mécanismes d'endommagement en fatigue oligocyclique, observés sur le composite F3K10S à bas niveau de contrainte ($\sigma_a \approx 100\text{MPa}$)
 (a) : état initial du composite : structure dendritique ; (b) : endommagement du composite par rupture et/ou décohésion des précipités et par décohésion matrice/renfort ;
 (c) : coalescence des vides dans la matrice ; (d) : faciès de rupture final avec peu de relief.

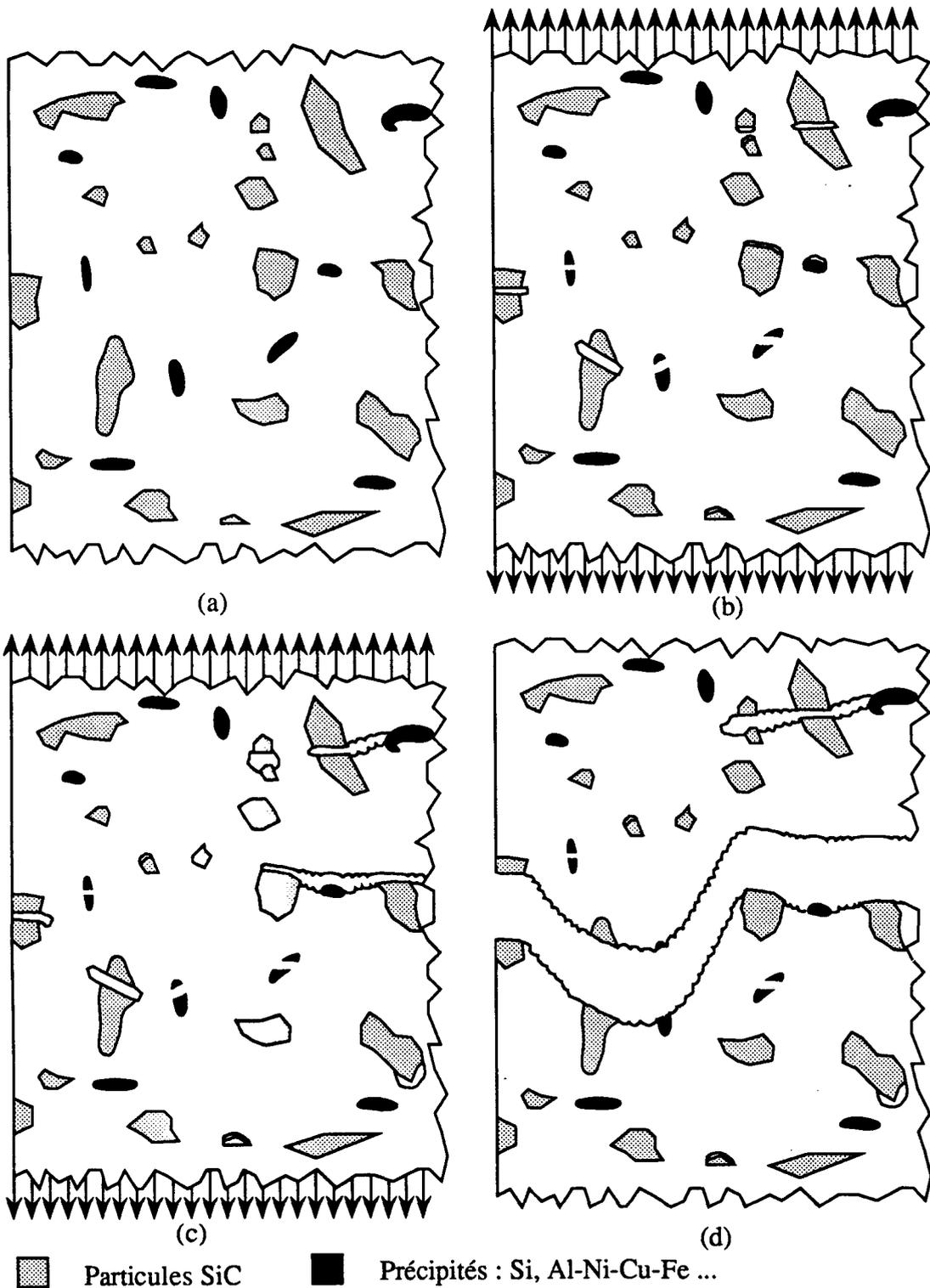


Figure IV.31 : Schéma des mécanismes d'endommagement en fatigue oligocyclique, observés sur le composite F3K10S à haut niveau de contrainte ($\sigma_a \approx 250$ MPa)

(a) : état initial du composite : structure dendritique ; (b) : endommagement du composite par rupture et/ou décohésion des précipités et par rupture et/ou décohésion matrice/renfort ; (c) : coalescence des vides dans la matrice ; (d) : faciès de rupture final avec un relief important.

IV.10. Influence de l'état de surface sur la résistance à la fatigue oligocyclique

IV.10.1. Introduction

Il est maintenant bien connu que quelle que soit la nature du matériau, des éprouvettes grossièrement usinées se rompent de manière prématurée comparées aux éprouvettes polies. Ceci s'explique par l'amorçage des fissures de fatigue qui a lieu, dans la majorité des cas, en surface des éprouvettes. La surface (caractérisée par sa rugosité, son état d'écrouissage, son état de contraintes résiduelles) est donc un élément déterminant dans la durée de vie en fatigue. Dans le calcul classique des pièces à la fatigue, on utilise souvent le facteur d'état de surface K_S qui permet de caractériser l'influence de l'état de surface sur la limite conventionnelle de fatigue ; c'est un paramètre macroscopique défini par [153] :

$$K_S = \frac{\sigma_{Ds}}{\sigma_D} \quad \text{avec : } \sigma_{Ds} \text{ limite conventionnelle de fatigue de l'éprouvette étudiée}$$

σ_D limite conventionnelle de fatigue de l'éprouvette avec l'état de surface de référence

On trouve de nombreux abaques dans la littérature liant K_S à R_m , résistance à rupture du matériau et R_t , rugosité totale (cf définition en annexe A2). La rugosité est souvent caractérisée par R_t , rugosité totale qui traduit l'effet d'entaille, ou plus précisément la profondeur de la micro-fissure correspondante. Deux approches de la rugosité, l'une tenant compte de l'effet d'entaille (définition d'un facteur effectif de concentration de contrainte K_f), l'autre basée sur la mécanique de la rupture, ont été proposées [127]. La rugosité de surface ne suffit pas à caractériser l'influence de la surface sur la tenue en fatigue. L'état de contraintes résiduelles en surface et la microstructure de la sous-couche sont également primordiaux.

A notre connaissance, l'influence de l'état de surface sur la résistance à la fatigue des composites à matrice métalliques Al-SiC_p a été très peu étudié [125]. L'alliage A-S10U3NG et le composite F3K10S ont déjà montré une grande influence de l'état de surface sur leurs propriétés mécaniques monotones, par comparaison des états usiné (U), usiné-poli (UP), brut de fonderie (BF) et brut de fonderie-poli (BF-P). Le composite F3K10S a aussi montré une grande sensibilité à la présence de défauts en surface vis à vis de son comportement en fatigue, à l'état UP, puisque des amorçages en surface ont pu y être observés sur des amas de particules ou des inclusions en surface.

Afin d'étudier l'influence de l'état de surface en fatigue, des essais sur éprouvettes à l'état brut de fonderie (BF) ont été réalisés sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le

composite F3K10S. Les résultats ont été confrontés aux essais sur éprouvettes à l'état usiné-poli (UP) présentés précédemment, état qui est habituellement l'état de surface de référence en fatigue. La caractérisation de l'état de surface BF (rugosité, contraintes résiduelles, observations au microscope électronique à balayage) a été présentée au paragraphe II.9. Les conditions d'essais et les techniques de dépouillement sont identiques à celles utilisées pour l'état UP.

IV.10.2. Résultats expérimentaux

Les tableaux IV.8 et IV.9 donnent l'ensemble des résultats de fatigue concernant l'alliage A-S10U3NG non renforcé et le composite F3K10S à l'état BF. Ces tableaux présentent également les valeurs des déformations $\frac{\Delta\varepsilon_t}{2}$, $\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$, $\frac{\Delta\varepsilon_e}{2}$ au cycle stabilisé toujours défini à mi-durée de vie (FMBFx (FCBFx) signifie essai de Fatigue sur la Matrice à l'état Brut de Fonderie n°x (sur le Composite respectivement)).

Essai	$\frac{\Delta\sigma}{2}$ (MPa)	NR	$\frac{\Delta\varepsilon_t}{2}$ (50%NR) (%)	$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2}$ (50%NR) (%)	$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$ (50%NR) (%)
FMBF2	260	9 860	0,308	0,307	7,59E-4
FMBF7	260	1 227	0,307	0,306	1,277E-3
FMBF4	230	12 620	0,266	0,259	7,072E-3
FMBF6	230	12 710	0,285	0,285	-
FMBF3	180	51 742	0,196	0,195	7,99E-4
FMBF10	180	27 962	0,216	0,215	5,9E-4
FMBF5	150	95 485	0,171	0,170	1,445E-3
FMBF8	150	83 963	0,194	0,192	2,2E-3
FMBF9	100	3 448 387	0,130	0,129	4,95E-4
FMBF12	100	2 289 631	0,113	0,113	1,69E-4
FMBF13	100	4 843 621	0,110	0,110	-

Tableau IV.8 : Résultats de fatigue oligocyclique sur l'alliage A-S103NG (T6) non renforcé à l'état brut de fonderie

Essai	$\frac{\Delta\sigma}{2}$ (MPa)	NR	$\frac{\Delta\varepsilon_t}{2}$ (50%NR) (%)	$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2}$ (50%NR) (%)	$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$ (50%NR) (%)
FCBF5	260	6 110	0,305	0,305	3,46E-5
FCBF10	260	576	0,266	0,264	1,8E-3
FCBF11	260	2 782	0,259	0,257	1,8E-3
FCBF14	260	4 630	0,268	0,267	6,335E-4
FCBF7	230	6 919	0,228	0,228	6,89E-4
FCBF9	230	15 481	-	-	-
FCBF4	180	73 863	0,185	0,184	1,76E-4
FCBF6	180	99 666	0,195	0,195	1,30E-4
FCBF1	150	222 604	0,165	0,165	4,479E-5
FCBF2	150	99 323	0,158	0,157	6,578E-4
FCBF3	150	166 621	0,147	0,146	1,216E-3
FCBF12	100	> 3 440 000	-	-	-
FCBF13	100	4 944 552	0,102	0,102	4,3E-4
FCBF15	100	2 451 892	-	-	-

Tableau IV.9 : Résultats de fatigue oligocyclique sur le composite F3K10S (T6) à l'état brut de fonderie

La figure IV.32 montre les points expérimentaux et les courbes de Wöhler associées, obtenus pour des niveaux de contrainte variant entre 100 et 260 MPa, sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le composite F3K10S, à l'état BF.

Comme précédemment, les résultats sont approximés par la relation $\text{Log}(N_R) = A_0 + A_1 \text{Log}(\sigma - \sigma_e)$. Le tableau IV.10 présente les valeurs de A_0 , A_1 et σ_e ainsi que les valeurs des coefficients de corrélation pour les deux matériaux.

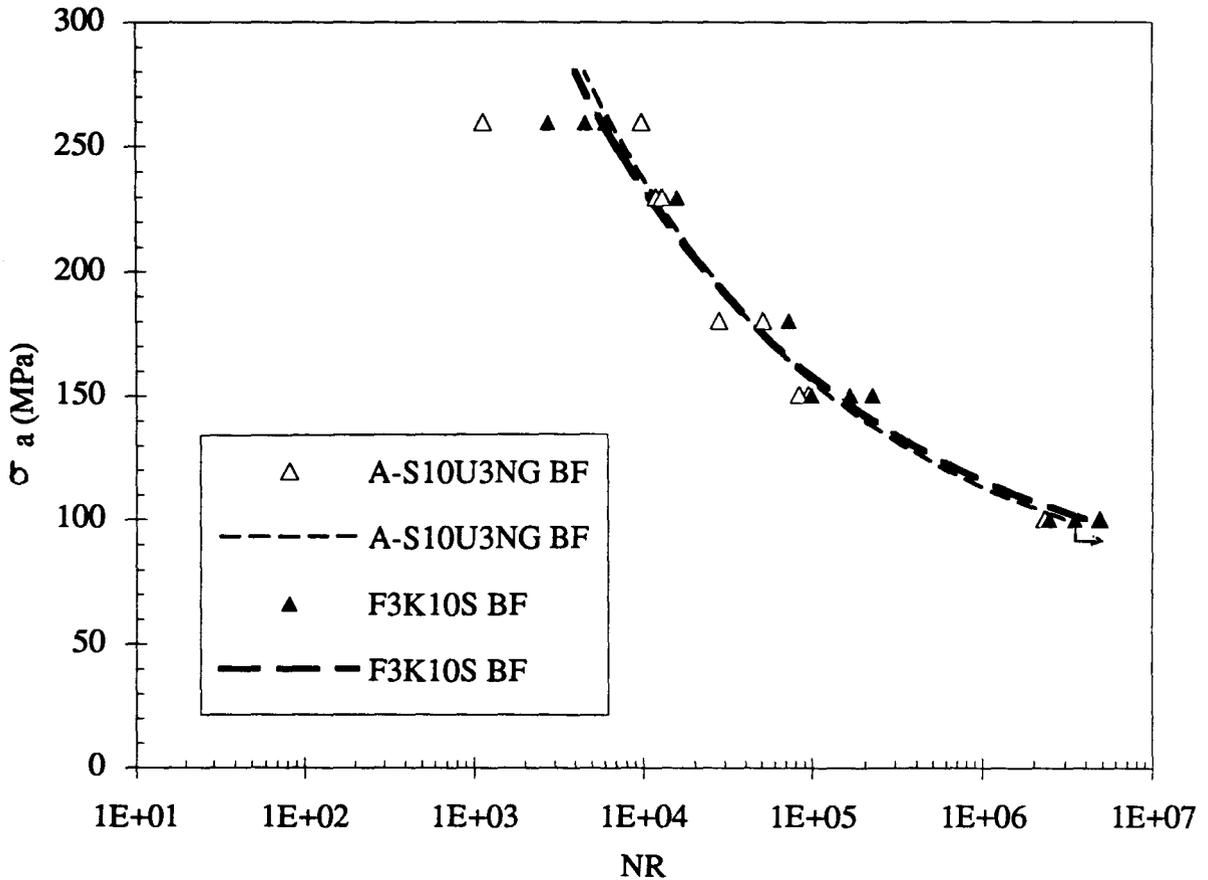


Figure IV.32 : Courbes de Wöhler pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et le composite F3K10S à l'état brut de fonderie (BF)

$\text{Log}(N_R) = A_0 + A_1 \text{Log}(\sigma - \sigma_e)$	A_0	A_1	σ_e	r
A-S10U3NG BF	27,5	-3,56	65	-0,991
F3K10S BF	28,7	-3,79	65	-0,988

Tableau IV.10 : Valeurs des paramètres A_0 , A_1 , σ_e de la loi $\text{Log}(N_R) = A_0 + A_1 \text{Log}(\sigma - \sigma_e)$ pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et pour le composite F3K10S, à l'état brut de fonderie (BF)

Des essais de Locati ont été réalisés, dans les mêmes conditions qu'au paragraphe IV.7, afin de déterminer l'ordre de grandeur de la limite conventionnelle de fatigue des deux matériaux à 10^8 cycles, à l'état BF. Les résultats des deux essais sont consignés dans le tableau IV.11 et la figure IV.33 montre les trajets de chargement et la durée de vie des essais de Locati sur les deux matériaux.

Matériau	Essai n°1	Essai n°2
A-S10U3NG BF	27 766 cycles (110 MPa)	80 500 cycles (150 MPa)
F3K10S BF	26 338 cycles (150 MPa)	59 863 cycles (170 MPa)

Tableau IV.11 : Résultats des essais de Locati sur les états brut de fonderie BF (nombres de cycles et niveau de contrainte à rupture)

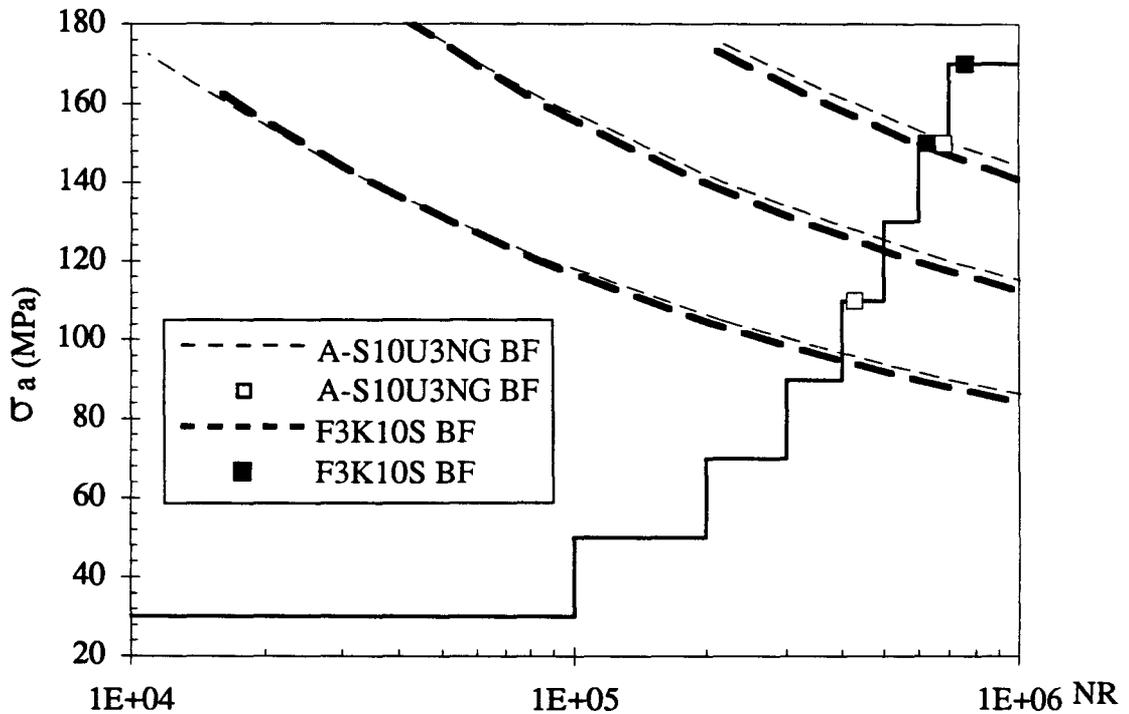


Figure IV.33 : Courbes de Wöhler hypothétiques, trajets de chargement et durées de vie pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et le composite F3K10S, à l'état brut de fonderie, pour les essais de Locati.

La variation du dommage en fonction de la limite d'endurance, déterminée à partir de trois courbes de Wöhler hypothétiques encadrant le comportement en fatigue des deux matériaux, est présentée sur la figure IV.34 pour les quatre essais de Locati effectués.

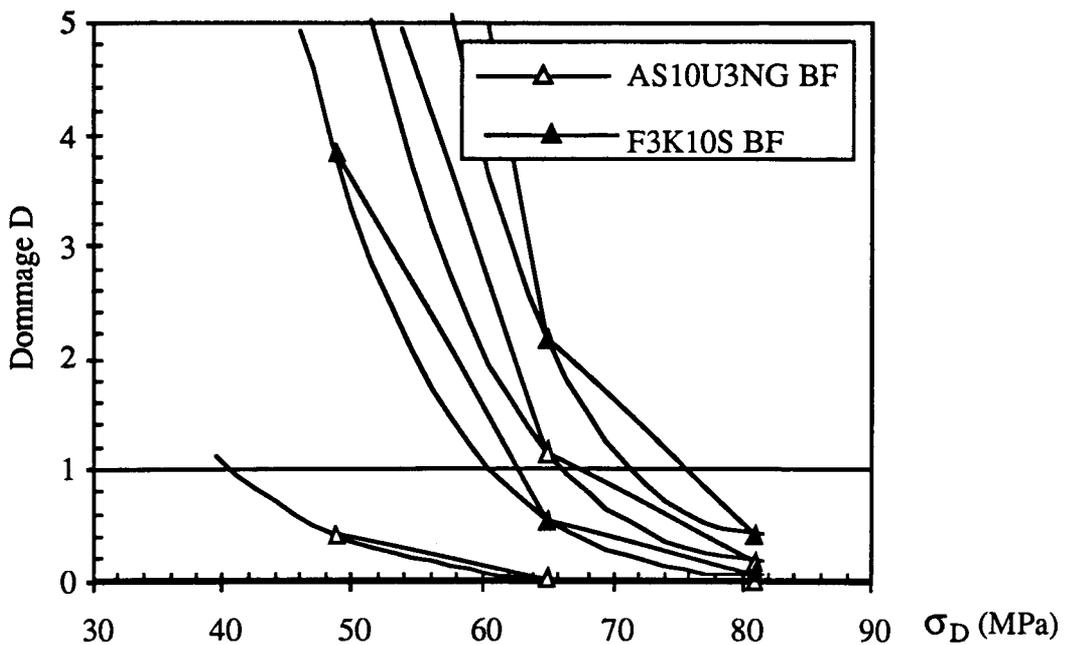


Figure IV.34 : Evolution du dommage D en fonction de la limite conventionnelle de fatigue σ_D pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et le composite F3K10S à l'état brut de fonderie.

Le tableau IV.12 présente les valeurs des limites conventionnelles de fatigue σ_D à 10^8 cycles déterminées ainsi que les valeurs de σ_e estimées précédemment par approximation des courbes expérimentales par la loi $\text{Log}(N_R) = A_0 + A_1 \text{Log}(\sigma - \sigma_e)$.

Matériau	σ_D (MPa)	σ_e (MPa)
A-S10U3NG BF	$41 < \sigma_D < 66$	65
F3K10S BF	$60 < \sigma_D < 71$	65

Tableau IV.12 : Estimation des limites conventionnelles de fatigue σ_D à 10^8 cycles de l'alliage A-S10U3NG non renforcé et du composite F3K10S, à l'état brut de fonderie, par la méthode de Locati.

IV.10.3. Etude microfractographique

Les études fractographiques ont été menées à l'œil, à la loupe binoculaire et au microscope électronique à balayage (électrons secondaires et rétrodiffusés). Les sites d'amorçage et les zones de propagation, sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et sur le

composite F3K10S étaient plus facilement repérables, à l'état BF qu'à l'état UP. L'amorçage était la plupart du temps interne (la zone de propagation était circulaire jusqu'au voisinage de la surface), mais survenait parfois aussi au niveau du plan de joint des éprouvettes, lieu d'une discontinuité géométrique.

Les figures IV.35 et IV.36 montrent les faciès de rupture en fatigue observés à la loupe binoculaire et au microscope électronique à balayage, dans l'alliage A-S10U3NG non renforcé (essai FMBF8, $\sigma_a = 150$ MPa, $N_R = 83\,963$ cycles) et dans le composite F3K10S (essai FCBF13, $\sigma_a = 100$ MPa, $N_R = 4,9 \cdot 10^6$ cycles), à l'état BF. Les figures IV.35-(a-b) IV.36-(a-b) montrent la zone de propagation rapide, qui correspond à une zone de propagation avant rupture en quelques cycles ou même en un seul quart de cycle. Les figures IV.35-(d-e) IV.36-(d-e) correspondent à la zone de propagation (propagation lente des fissures). Dans le cas particulier de l'essai FMBF8, l'amorçage a eu lieu au niveau du plan de joint de l'éprouvette alors que pour l'essai FCBF13, l'amorçage a eu lieu à cœur, avec une zone de propagation circulaire.

On remarque de nouveau la similitude entre les faciès de rupture de l'alliage non renforcé et ceux du composite. Le faciès dans la zone de propagation (figure IV.35-(d-e) et figure IV.36-(d-e)) présente moins de relief que dans la zone de propagation rapide. On note l'absence de cupules dans cette zone. La zone de propagation rapide, en revanche, fait apparaître un faciès à cupules ductiles à l'échelle microscopique pour les deux matériaux. Cette zone ressemble aux faciès obtenus à l'état UP. On note sur le faciès du composite la présence de particules soit rompues, soit présentant une décohésion avec la matrice, ainsi que la présence de cupules de taille variable dans la matrice. Pour les deux matériaux, des précipités rompus sont visibles dans la zone de propagation et de propagation rapide.

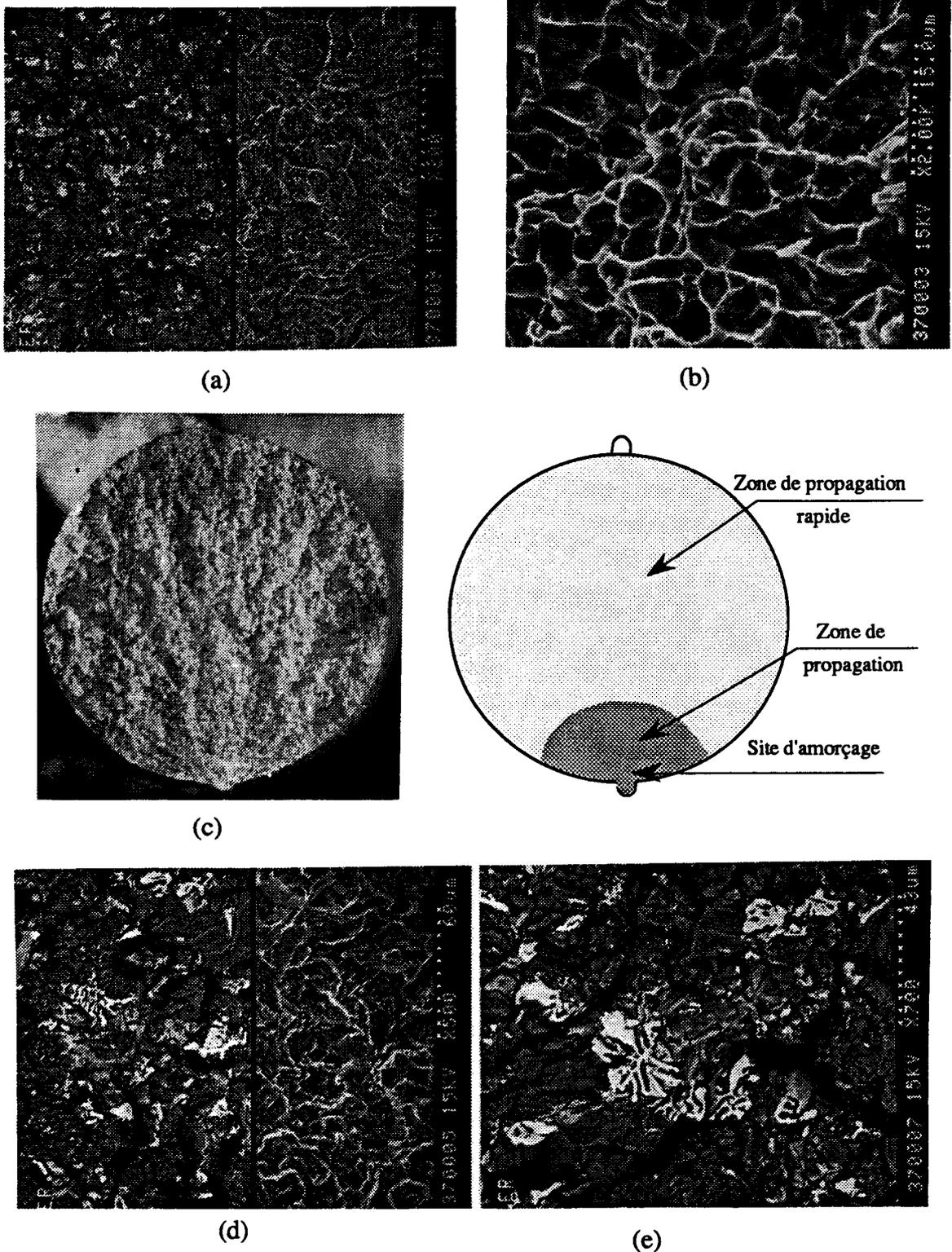
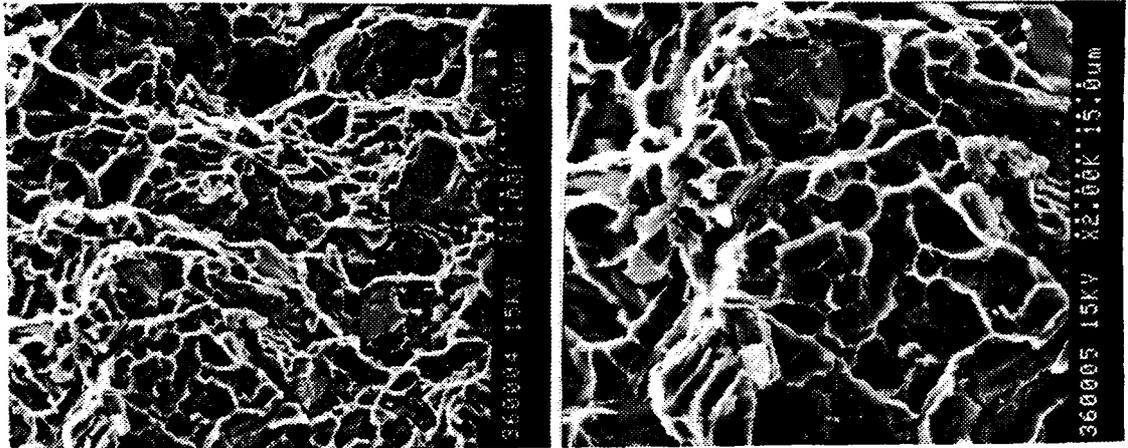
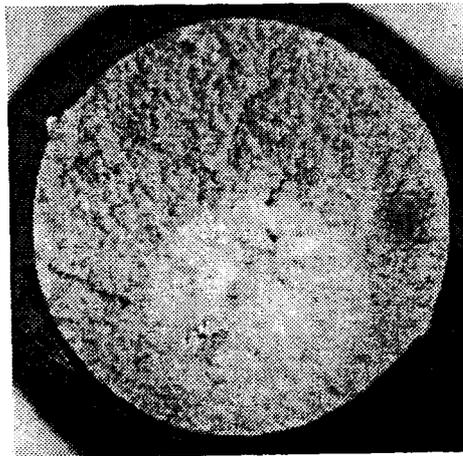


Figure IV.35 : Faciès de rupture en fatigue oligocyclique de l'alliage A-S10U3NG non renforcé, observé à la loupe binoculaire et au microscope électronique à balayage. (essai FMBF8 : $\sigma_a = 150 \text{ MPa}$, $N_R = 83963$ cycles)
 (a-b) : zone de propagation rapide ; (c) : faciès de rupture à la loupe binoculaire ; (d-e) : zone de propagation

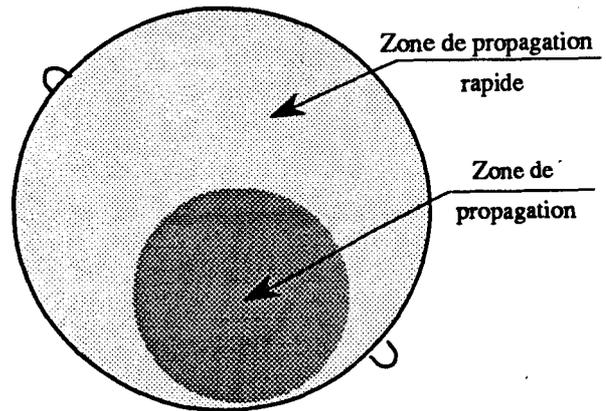


(a)

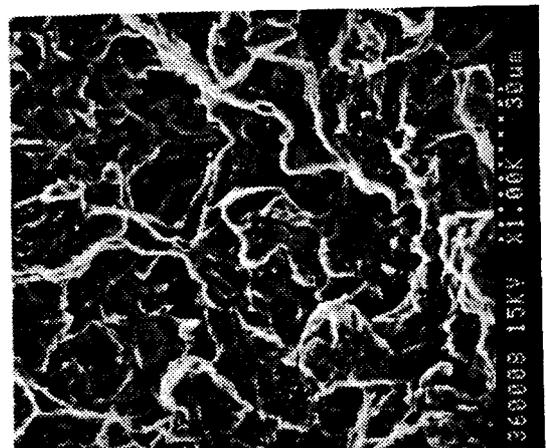
(b)



(c)



(d)



(e)

Figure IV.36 : Faciès de rupture en fatigue oligocyclique du composite F3K10S, observé à la loupe binoculaire et au microscope électronique à balayage.

(essai FCBF13, $\sigma_a = 100$ MPa, $N_R = 4,9 \cdot 10^6$ cycles)

(a-b) : zone de propagation rapide ; (c) : faciès de rupture à la loupe binoculaire ; (d-e) : zone de propagation

IV.10.4. Discussion - Conclusion

La figure IV.32 montre que l'alliage A-S10U3NG non renforcé et le composite F3K10S à l'état BF, ont quasiment la même résistance en fatigue dans le domaine de contraintes $100 \text{ MPa} < \sigma_a < 260 \text{ MPa}$, qui conduit à des durées de vie de 10^4 à $3 \cdot 10^6$ cycles. Pour les deux matériaux, la dispersion des résultats de fatigue à l'état BF est moindre que celle obtenue à l'état UP, ce qui conduit à des valeurs du coefficient de corrélation voisines de 0,99 dans les deux cas pour la loi $\text{Log}(N_R) = A_0 + A_1 \text{Log}(\sigma - \sigma_e)$, montrant par ailleurs que cette loi simple traduit correctement le comportement des deux matériaux dans le domaine de contraintes étudié. La figure IV.37 permet de comparer la position relative des courbes de Wöhler de l'alliage non renforcé et du composite dans les états UP et BF.

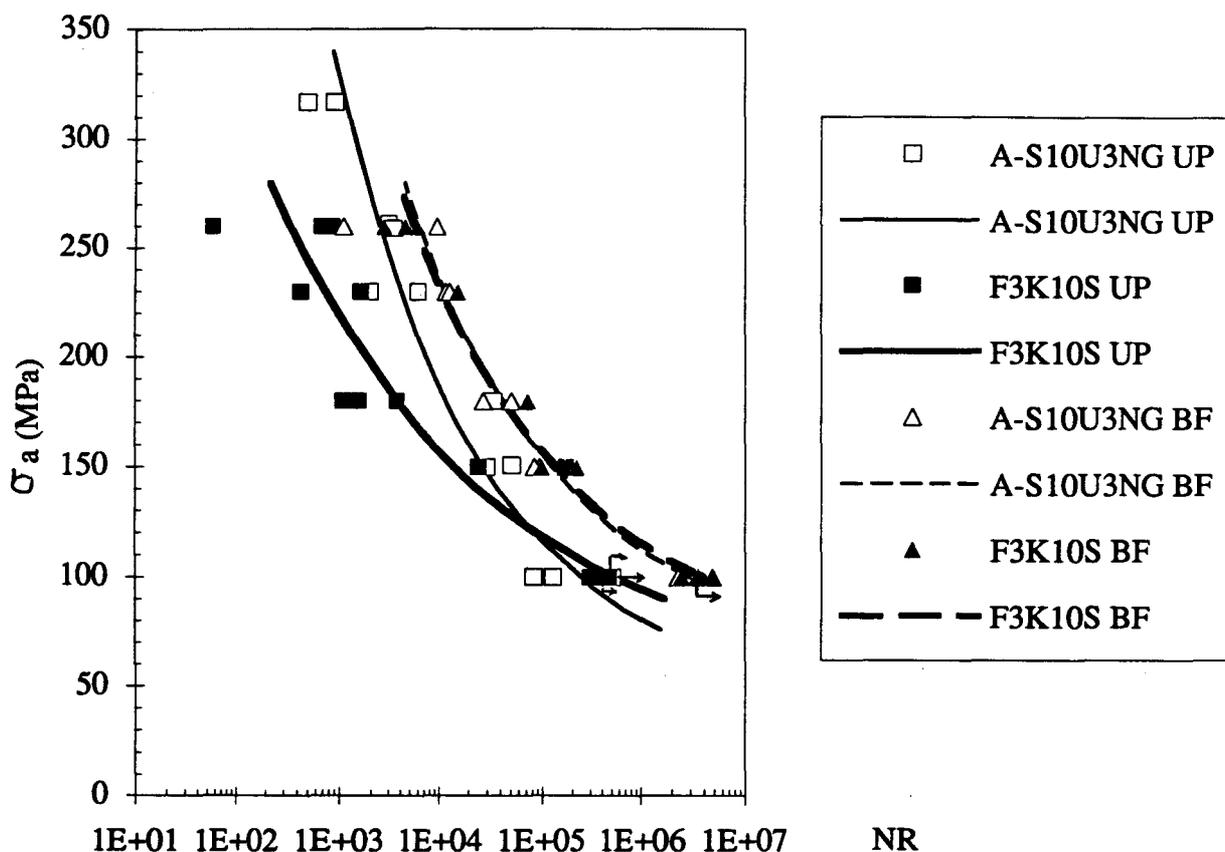


Figure IV.37 : Comparaison des courbes de Wöhler pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et pour le composite F3K10S, à l'état usiné-poli (UP) et à l'état brut de fonderie (BF)

On note un niveau plus élevé de la résistance à la fatigue des matériaux à l'état BF par rapport aux matériaux à l'état UP. Cette amélioration augmente avec le niveau de contrainte. L'écart pour le composite, en termes de durée de vie, est d'un facteur 15 à $\sigma_a = 260 \text{ MPa}$ et d'un facteur 8 environ à $\sigma_a = 100 \text{ MPa}$. Les limites conventionnelles de

fatigue à 10^8 cycles (déterminées par les essais de Locati) sont également améliorées à l'état BF par rapport à l'état UP (cf § IV.10.2).

Afin d'interpréter physiquement ces résultats, des coupes longitudinales d'éprouvettes à l'état UP et à l'état BF ont été observées au microscope optique et au microscope électronique à balayage. La figure IV.38 montre la coupe longitudinale d'une éprouvette de composite F3K10S à l'état UP (figure IV.38-a) et à l'état BF (figure IV.38-b), au voisinage de la surface de l'éprouvette.

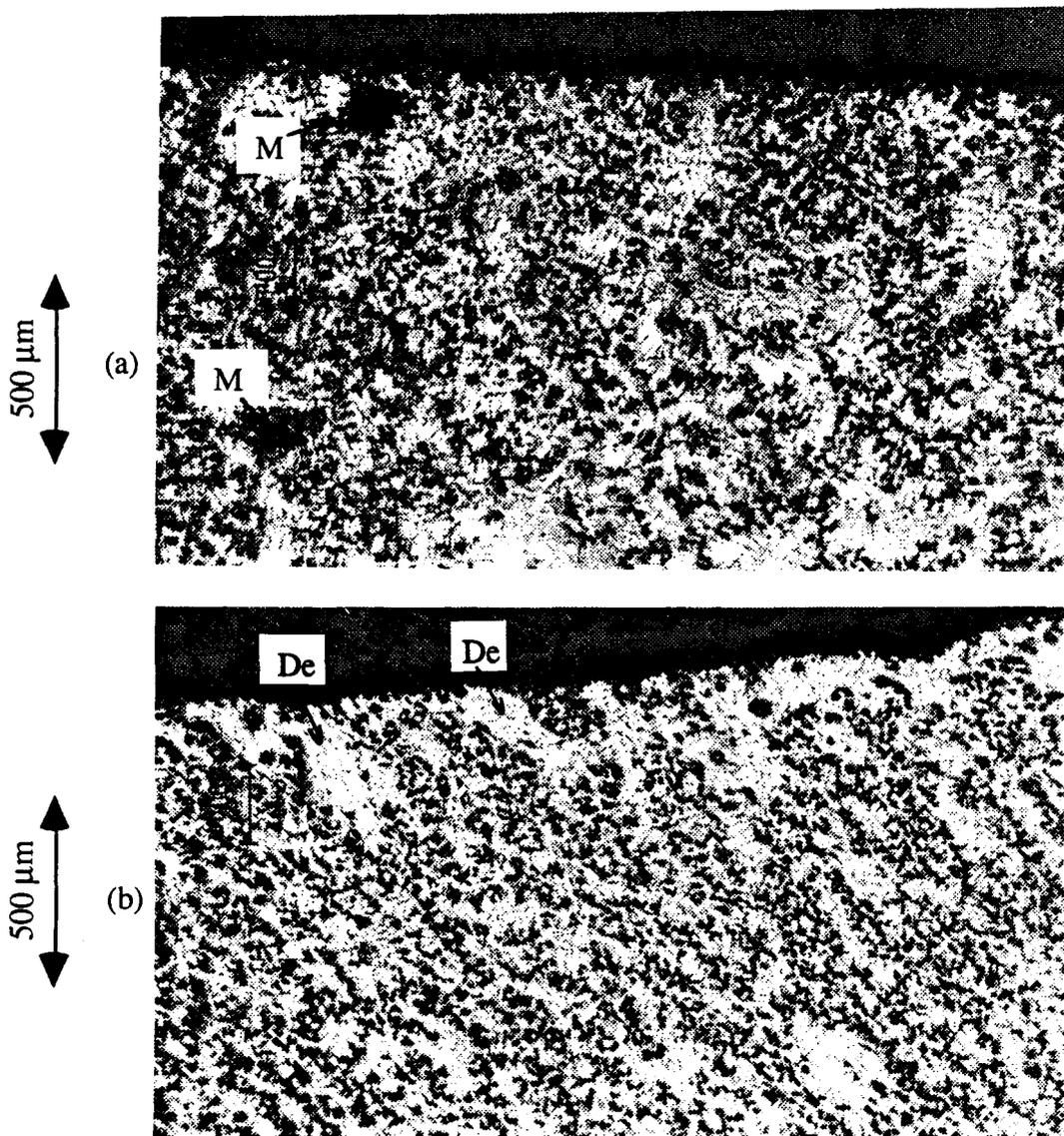


Figure IV.38 : Coupe longitudinale d'éprouvettes vierges de composite F3K10S
(a) : état usiné-poli (UP) ; (b) : état brut de fonderie (BF)
(M) : Microretassures ; (De) : Dendrites

A l'état UP, le composite montre une répartition macroscopiquement homogène des particules, notamment au voisinage de la surface, avec localement des zones moins riches en renforts suite à la croissance des dendrites (cf § II.7). On remarque la présence de microretassures au voisinage de la surface et à cœur sur l'éprouvette à l'état UP.

A l'état BF, on distingue clairement trois zones :

- une première zone, immédiatement à la surface, où on note la présence de quelques particules SiC, sur une épaisseur de quelques microns,
- une seconde zone, moins riche en renforts, d'une épaisseur d'environ 100 μm , sous la surface, où l'on observe des dendrites aciculaires parallèles à la direction de refroidissement,
- une troisième zone, à cœur, où la répartition des particules SiC est macroscopiquement beaucoup plus homogène.

L'observation à plus fort grossissement (au microscope électronique à balayage) de la première zone, au voisinage immédiat de la surface de l'éprouvette à l'état BF, montre la présence de particules SiC sur une épaisseur d'environ 20 μm (figure IV.39). La seconde zone moins riche en renforts ($\approx 100 \mu\text{m}$) est également visible.



Figure IV.39 : Coupe longitudinale d'une éprouvette de composite F3K10S à l'état brut de fonderie (BF), au microscope électronique à balayage.

Cette répartition inhomogène des particules au voisinage de la surface à l'état BF peut s'expliquer par des phénomènes propres au mode d'élaboration (fonderie) du composite. En effet, lors de la coulée, une pellicule d'oxydes (Al_2O_3 , MgO, CaO...) se forme au contact avec le moule métallique, sur laquelle sont "piégées" des particules SiC par le refroidissement quasi-instantané (formation de la première zone). Lors du refroidissement progressif ultérieur, des dendrites repoussent les particules de la surface vers l'intérieur de l'éprouvette et en emprisonnent d'autres dans les zones interdendritiques (deuxième zone, moins riche en particules). Plus à cœur, la répartition redevient macroscopiquement homogène.

Une telle répartition, caractérisée par trois zones distinctes sur une épaisseur de 100 μm , avait déjà été observée par Bloyce et al. [95] sur un composite A357 + 20% Vol. SiC_p élaboré par fonderie. Selon eux, l'augmentation de la vitesse de refroidissement supprime ce phénomène.

Il est à noter également qu'à l'état BF, la surface de l'éprouvette (qui concerne la première et la seconde zone décrites précédemment) est la zone de début de solidification, par conséquent susceptible de contenir moins de microretassures par rapport au cœur, du fait de la compensation du retrait volumétrique par du métal liquide provenant du cœur encore liquide de l'éprouvette.

L'opération d'usinage supprime la première et la seconde zone observées à l'état BF, conduisant à une répartition homogène des renforts au voisinage de la surface à l'état UP. L'usinage et le polissage créent également un endommagement avec rupture de particules ou décohésions matrice/renfort à la surface et font apparaître un nombre plus important de particules en surface, contrairement à l'état BF, comme il a été précédemment observé (cf § II.9).

Levin et al. [109] ont étudié, par éléments finis, la répartition des contraintes et des déformations autour d'une particule sphérique dans une matrice d'aluminium coupée au milieu par un plan soumise à une déformation en traction, ce qui est équivalent à une particule sphérique à la surface d'une éprouvette. Ils ont montré que, dans ces conditions, la particule supporte des contraintes 1,5 fois plus importantes qu'une particule noyée dans le cœur de l'éprouvette. Ces résultats sont notamment valables aux pôles de la particule sphérique, où les contraintes sont maximales. Ces résultats montrent que l'endommagement initial aura lieu sur les particules en surface. Il se traduira par la rupture prématurée des plus grandes particules, par rapport à celles situées au cœur, ou par des décohésions matrice/renfort. Sur le composite F3K10S, ce phénomène se superpose à l'endommagement

initial observé en surface, qui favorise également l'amorçage des fissures en surface. Levin et al. n'ont cependant pas tenu compte de l'état des contraintes résiduelles en surface par rapport à celui au cœur de l'éprouvette. Les contraintes résiduelles moyennes (dans le renfort et dans la matrice) en surface sont des contraintes quasi-isotropes de compression dans le cas du composite F3K10S (cf § II.9.4) et doivent être plus importantes qu'à cœur. Il serait donc important de connaître la répartition des contraintes résiduelles à cœur, à la fois dans la matrice et dans le renfort, afin de vérifier si la présence de contraintes résiduelles de compression en surface ne compense pas l'augmentation des contraintes dans les particules présentes au voisinage de la surface par rapport à celles situées à cœur. Ces hypothèses méritent d'être vérifiées.

On peut également citer les travaux de Murakami et al. [154] qui ont étudié expérimentalement l'influence de la position de particules d'alumine (supposées rigides, taille moyenne de 20 à 250 μm) par rapport à la surface d'une éprouvette, et de l'aire de ces particules, sur la résistance à la fatigue d'un acier 1,5Ni-Cr-Mo (figure IV.40).

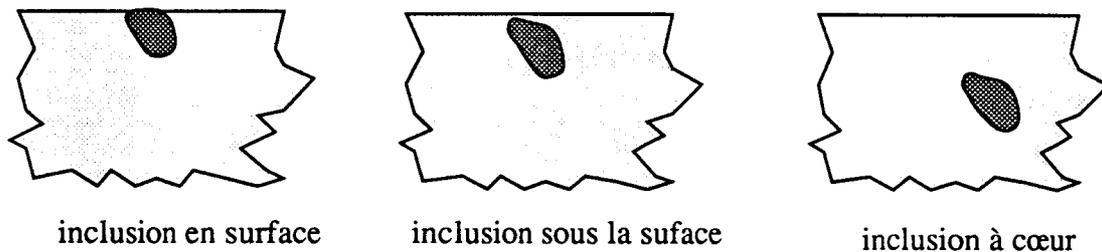


Figure IV.40 : Position des inclusions sur le faciès de rupture (particules supposées rigides, taille moyenne de 20 à 250 μm) par rapport à la surface [154]

Ils ont montré, dans le cas d'un acier, que les particules rigides à cœur étaient moins néfastes vis à vis de la limite d'endurance, que celles en surface ou au voisinage de la surface. Ils ont aussi montré que plus l'aire de l'inclusion est faible, ou ce qui revient au même, plus la taille moyenne de la particule est faible, moins celle-ci est préjudiciable pour la limite d'endurance. Ces résultats confirment nos résultats expérimentaux.

La figure IV.41 montre la coupe longitudinale d'une éprouvette de composite à l'état usiné-poli, après rupture (essai FCP13, $\sigma_a = 260 \text{ MPa}$, $N_R = 867 \text{ cycles}$). On remarque la présence d'une particule rompue et la décohésion entre une particule et la matrice en surface, qui peuvent provenir soit des opérations d'usinage-polissage, soit du cyclage en fatigue. Cette photo illustre parfaitement l'effet d'entaille créé en surface par la rupture d'une particule ou par une décohésion matrice / renfort. Comme nous l'avons remarqué

lors de l'étude des propriétés de traction monotone, les valeurs de R_t et R_a sont plus importantes à l'état BF qu'à l'état UP. La résistance à la fatigue est pourtant meilleure à l'état BF qu'à l'état UP. En effet, la surface à l'état UP présente des défauts que ne peut détecter le rugosimètre utilisé (cf annexe A2). De plus, l'état "émoussé" des crêtes et des saillies du profil de surface à l'état BF a un effet d'entaille en fatigue bien moindre qu'à l'état UP. Le paramètre rugosité est donc ici inadapté pour rendre compte de l'influence de l'état de surface sur la durée de vie en fatigue des deux matériaux.

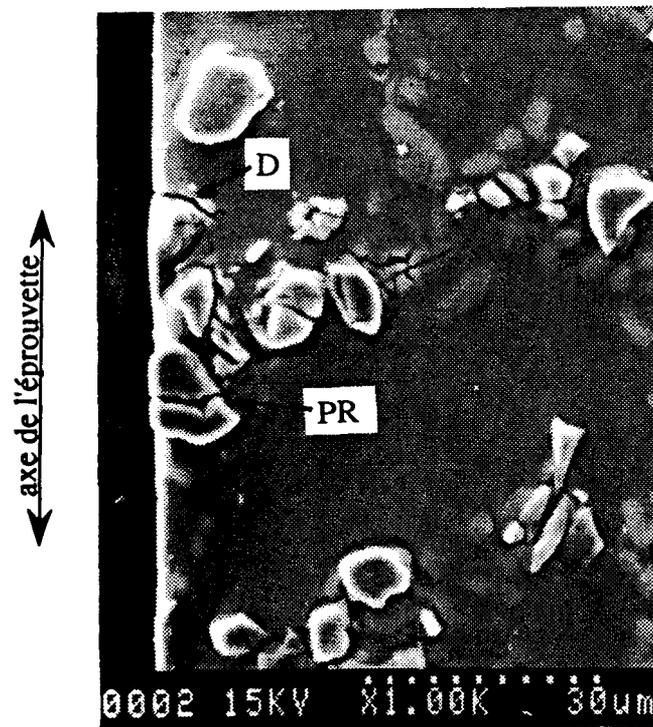


Figure IV.41 : Présence d'une particule rompue (PR) et d'une décohésion matrice/particule (D) en surface d'une éprouvette de composite F3K10S.

Il est cependant difficile de justifier les causes d'un amorçage de fissure à cœur pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et pour le composite F3K10S à l'état BF. Seule l'éventuelle présence de contraintes résiduelles moyennes de traction à cœur permettrait de justifier ce résultat.

Par conséquent, le niveau plus élevé de la résistance à la fatigue de l'alliage A-S10U3NG non renforcé et du composite F3K10S à l'état BF par rapport à l'état UP peut s'expliquer par :

pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé :

- l'absence, à l'état BF de tout endommagement en surface (rupture de précipités) résultant de l'usinage et/ou du polissage,
- la diminution du nombre de microretassures au voisinage de la surface qui est ici la zone de première solidification,
- l'amorçage interne des fissures, avec la présence évidente d'une phase de propagation,
- l'augmentation, en parallèle, des propriétés mécaniques monotones (R_m et $A\%$) à l'état BF par rapport à l'état UP (cf. § III.8),

pour le composite F3K10S :

- l'absence, à l'état BF de tout endommagement en surface (rupture de particules et/ou décohésions matrice/particule) résultant de l'usinage et/ou du polissage,
- l'absence de particules en surface, à l'état BF. Les particules en surface sont soumises à des contraintes plus importantes qu'à cœur et peuvent être des sites d'amorçage privilégiés. La présence de particules en surface peut conduire à des amas, qui sont des zones de concentration de contrainte favorisant l'amorçage,
- l'aspect émoussé des crêtes et saillies du profil réel de rugosité à l'état BF, dont l'effet d'entaille est moindre,
- la diminution du nombre de microretassures au voisinage de la surface, qui est la zone de première solidification,
- l'amorçage interne des fissures, avec une phase de propagation plus grande,
- l'augmentation, en parallèle, des propriétés mécaniques monotones (R_m et $A\%$) à l'état BF par rapport à l'état UP (cf. § III.8).

CONCLUSION GENERALE

CONCLUSION GENERALE

L'objectif de cette étude était la détermination et la compréhension de la microstructure, du comportement en traction monotone et sous sollicitations cycliques ainsi que la compréhension des mécanismes physiques d'endommagement et d'amorçage de fissures par fatigue, par l'étude de l'évolution microstructurale au cours de la sollicitation cyclique, dans un composite Al-SiC_p élaboré par fonderie.

Une étude bibliographique approfondie sur les composites Al-SiC (Al-SiC_p et Al-SiC_w), abordant les aspects "Matériau" et "Propriétés mécaniques", a montré que très peu d'études concernaient la caractérisation des composites Al-SiC élaborés par fonderie. A l'heure actuelle, les techniques d'élaboration et de préparation (usinage) restent difficiles à maîtriser, et les résultats de fatigue sont souvent contradictoires. L'influence de l'état de surface sur les propriétés mécaniques a été très peu étudiée sur ce type de matériau.

L'étude microstructurale du composite F3K10S a montré une bonne qualité métallurgique du composite (répartition des renforts en particulier) malgré la présence de porosités. La répartition des renforts est macroscopiquement homogène, mais leur distribution est perturbée, à l'échelle microscopique, par la croissance des dendrites lors de la solidification. La microstructure de la matrice est complexe et fait apparaître de nombreux précipités riches en Fe et Ni qui jouent un rôle néfaste sur les propriétés mécaniques (traction monotone et fatigue oligocyclique) à température ambiante, par leur rupture ou leur décohésion d'avec la matrice. Une diminution de la teneur en Fe et la suppression du Ni limiterait le nombre de ces précipités néfastes. Le traitement thermique T6 défini expérimentalement permet de se situer au maximum de dureté, tout en conservant une ductilité du composite égale à celle de l'alliage non renforcé. Malgré la mise au point d'une gamme d'usinage optimisée vis à vis de la rugosité, l'usinage par outil carbure du composite reste difficile, et un endommagement initial (rupture de particules et décohésions matrice/renfort) est observé en surface. D'autres techniques, comme l'usinage par outil diamant, doivent être essayées. Le polissage permet une amélioration sensible de l'état de surface.

L'étude des propriétés de traction monotone a montré pour le composite une raideur plus grande mais une limite d'élasticité et une résistance à rupture plus faibles que celles de

Conclusion générale

l'alliage non renforcé. L'endommagement en traction monotone consiste en la rupture de particules, des décohésions à l'interface matrice/renfort et en la germination de vides dans la matrice. La microstructure de la matrice, au travers des nombreux précipités fragiles à base de Fe et Ni, ainsi que la présence de porosités jouent également un grand rôle dans la rupture finale du composite. Le faciès de rupture en traction monotone présente un aspect macroscopiquement fragile mais, à l'échelle microscopique le faciès se compose de cupules ductiles à la fois dans la matrice du composite et dans l'alliage non renforcé. Les caractéristiques de traction monotone obtenues sur éprouvettes dont la partie utile est à l'état brut de fonderie sont augmentées par rapport à celles obtenues sur éprouvettes avec l'état de surface usiné-poli, surtout en ce qui concerne les valeurs de R_m et $A\%$, de part l'endommagement initial présent en surface à l'état usiné. La grande sensibilité des propriétés de traction monotone vis à vis de l'état de surface montre qu'il serait par conséquent intéressant d'étudier d'autres techniques d'obtention (usinage par outil diamant, électroérosion...) ou de finition de surface (grenailage...).

Lors de l'étude en fatigue oligocyclique nous avons comparé la résistance à la fatigue de l'alliage A-S10U3NG non renforcé et celle du composite F3K10S, à l'état usiné-poli (état de surface de référence en fatigue) et à l'état brut de fonderie. Le composite, à l'état de surface usiné poli comme à l'état brut de fonderie, montre un durcissement cyclique plus important que l'alliage non renforcé, conduisant à une courbe d'écrouissage cyclique quasi-linéaire, caractéristique du comportement essentiellement élastique du composite. Ce durcissement a été expliqué à l'échelle macroscopique et à l'échelle microscopique, par Llorca [106] et par Srivatsan [108] respectivement. L'approche macroscopique explique le durcissement du composite Al-SiC_p par accumulation de déformation plastique dans la matrice ; l'approche microscopique explique le durcissement par l'augmentation de la densité de dislocation dans la matrice du composite, par l'interaction des dislocations mobiles avec les particules SiC ou avec les précipités, ou encore par l'interaction des dislocations entre elles.

Le composite F3K10S à l'état UP a montré une résistance améliorée par rapport à l'alliage non renforcé, pour des niveaux d'amplitude de contrainte inférieurs à 120 MPa (domaine de la fatigue endurance, $N_R > 10^5$), mais moindre pour des valeurs supérieures à 120 MPa (domaine de la fatigue oligocyclique, $10^2 < N_R < 10^5$). Une estimation de la limite conventionnelle de fatigue par des essais de Locati semble confirmer la meilleure limite conventionnelle de fatigue pour le composite F3K10S comparé à l'alliage A-S10U3NG non renforcé. La forte dispersion des résultats de fatigue sur le composite s'explique par la dispersion due à la présence de défauts (porosités, inclusions, amas de particules...) jointe à la dispersion propre aux phénomènes de fatigue. Au cours du cyclage,

Conclusion générale

la phase stabilisée représente plus de 80% de la durée de vie pour des amplitudes de contraintes appliquées $100 \text{ MPa} < \sigma_a < 260 \text{ MPa}$. La phase de propagation est quasiment inexistante. A bas niveau de contrainte ($\approx 100 \text{ MPa}$), l'endommagement du composite a lieu par rupture et/ou décohésion des précipités d'avec la matrice ou suite à des décohésions particules/matrice. A haut niveau ($\approx 200 \text{ MPa}$), le mécanisme de rupture des particules SiC les plus grandes et les plus élancées s'ajoute aux mécanismes intervenant à plus bas niveau. Pour tous les niveaux de contrainte étudiés, les fissures progressent dans les espaces interdendritiques où se concentrent les particules SiC et les nombreux précipités. A l'état brut de fonderie (BF), les résistances à la fatigue du composite et de l'alliage non renforcé sont comparables mais nettement supérieures par rapport à l'état UP, dans toute la plage de contrainte étudiée ($100 \text{ MPa} < \sigma_a < 260 \text{ MPa}$). La résistance améliorée des deux matériaux à l'état BF par rapport à l'état UP peut s'expliquer par l'absence d'endommagement en surface résultant des opérations d'usinage et/ou de polissage, par l'absence de particules SiC et de porosités en surface, conduisant à l'amorçage interne des fissures et est à corrélérer avec l'augmentation des propriétés mécaniques monotones à l'état BF par rapport à l'état UP.

Pour conclure, cette étude a permis de mieux cerner le comportement mécanique en traction monotone et fatigue oligocyclique du composite F3K10S à température ambiante, même si celle-ci ne représente qu'une première étape. L'augmentation des propriétés mécaniques, en traction monotone et en fatigue oligocyclique, à l'état brut de fonderie par rapport à l'état usiné-poli, ouvre de nouvelles voies à l'application industrielle de ce composite. Le remplacement local ou global de l'alliage A-S10U3NG à l'état usiné par le composite F3K10S à l'état brut de fonderie conduirait à une augmentation sensible des caractéristiques mécaniques (en traction monotone comme en fatigue). Dans ces conditions, l'augmentation de la durée de vieillissement du composite de 1,5 h à 5 h entraînerait une augmentation des limites d'élasticité de celui-ci. Etant donné le rôle néfaste joué par les précipités riches en Ni et Fe, sur les propriétés mécaniques à température ambiante, les teneurs en Ni et Fe pourraient être diminuées, au risque peut être d'une diminution des propriétés mécaniques à chaud. De la même manière, un traitement de modification du composite rendant le silicium plus globulaire pourrait conduire à l'augmentation des propriétés mécaniques. Etant donné le rôle probable du Ni vis à vis du comportement à haute température du composite, il serait intéressant d'étudier ses propriétés mécaniques dans la plage de température 200°C - 300°C , ce qui devrait mettre en avant tout l'intérêt du composite F3K10S par rapport à l'alliage non renforcé. Toutes ces hypothèses doivent cependant être confirmées expérimentalement...

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

1. Ph. BERTIN ; "Technological advances in the use of composite materials for the automotive industrie" ; Advanced Composite Materials, Proceeding of the 1st France-Japan Seminar on Composite Materials ; Editors C. BATHIAS and M. UEMURA ; Paris, March 13-14, p. 74-82, 1990.
2. J. ODORICO ; "Use of Composite materials for Aeronautical structures" ; Advanced Composite Materials, Proceeding of the 1st France-Japan Seminar on Composite Materials ; Editors C. BATHIAS and M. UEMURA ; Paris, March 13-14, p. 11-27, 1990.
3. J. PORA ; "Aerospace application (MMC)" ; International Summer School on Metal Matrix Composites, E-MRS, Strasbourg-France, 1990.
4. D. CHARLES ; "Unlocking the potential of metal matrix composites for civil aircraft" ; Materials Science and Engineering, A135, p. 295-297, 1991.
5. A.T. COLE ; "Automotive application (MMC)" ; International Summer School on Metal Matrix Composites, E-MRS, Strasbourg-France, 1990.
6. M. MORITA ; "Trend in Japan metal matrix composites market" ; Advanced Composite Materials, Proceeding of the 1st France-Japan Seminar on Composite Materials ; Editors C. BATHIAS and M. UEMURA ; Paris, March 13-14, p. 70-73, 1990.
7. H.J. HEINE ; "Cast aluminium metal matrix composites are here" ; Foundry management and technology , Vol. 166, n°7, p. 25-30, 1988.
8. A.A. DAS, M.M. YACOUB, A.J. CLEGG ; "Cast metal composites" ; Cast metals, Vol. 1, n°2, p. 69-78, 1988.
9. D.O. KENNEDY ; "SiC particulate beef up. Investment cast aluminium" ; Advanced Materials and Processes, p. 42-46, Juin 1991.
10. D.M. BENASTEAU ; "Composites à matrice métallique : des supermétaux" ; L'Usine Nouvelle, p. 26-30, Décembre 1987.
11. T. KOBAYASHI, M. YOSINO, H. IWANARI, M. NIINOMI, K. YAMOTO ; "Mechanical properties of SiC_w reinforced Aluminium alloys fabricated by pressure casting method" ; International symposium on advances in cast reinforced Metal Composites, Chicago, p. 205-210, 1988.

Références bibliographiques

12. L. FROYEN ; "Solid-liquid interaction. Review : The wetting of solids by molten metals and its relation to the preparation of Metal Matrix Composites" ; International Summer School on Metal Matrix Composites, E-MRS, Strasbourg-France, 1990.
13. C.R. COOK, D.I. YUN, W.H. HUNT ; "System optimization for squeeze cast composites" ; International Symposium on advances in cast reinforced Metal Composites, Chicago, p. 195-204, 1988.
14. P.L. RATNAPARKHI, H.J. RACK ; "Aging effects on the fracture toughness of SiC whisker reinforced 2XXX Aluminium alloys" ; Scripta Metallurgica, Vol. 23, p. 2143-2146, 1989.
15. H.J. RACK ; "Fabrication of high performance powder-metallurgy Aluminium matrix composites" ; Ad. Mat. and Manuf. Processes, Vol. 3, p. 327-358, 1988.
16. A. ORGANISATA, S. THERY, C. LEVAILLANT, J. HERITIER, F. CHEVET ; "Thermomechanical treatments of 2124 Al alloys reinforced by 25% SiC influence on microstructure and mechanical properties" ; Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Metallurgie, p. 347-355, 1989.
17. N. DAHL, T.E. JONHSEN ; "The effect of magnesium and nickel as alloying elements in AlCu-SiC composites" ; Mat. Science and Engineering, A135, p. 151-155, 1991
18. A.L. GEIGER, M. JACKSON ; "Low-expansion MMCs boost avionics" ; Advanced Materials and Processes inc. Metal Progress, p. 23-30, 1989.
19. R. NASLAIN ; "Introduction aux Matériaux Composites : Matrices Métalliques et Céramiques" ; Ecole d'été du CNRS, Editions du CNRS, 1979.
20. D.L. DAVIDSON ; "Fracture characteristics of Al-4 Pct Mg mechanically alloyed with SiC" ; Metallurgical Transactions, Vol. 18A, p. 2115-2128, 1987.
21. P. NISKANEN, W.R. MOHN ; "Versatile Metal Matrix Composites" ; Advanced Materials and Processes inc. Metal Progress, p. 39-41, 1988.
22. W.R. EAST ; "Metal Matrix Composites take off", 1988.
23. K. U. KAINER ; "Powder Processing routes" ; International Summer School on Metal Matrix Composites, E-MRS, Strasbourg-France, 1990.
24. I. IMAZU, T TAKENAKA ; "The fabrication of whisker reinforced MMC" ; Euro-Japan exchanges on materials, Tech Mat 92 ; Workshop on mechanical properties of MMC ; Editors S. NISHIJIMA and C. BATHIAS ; Feb. 19-21, Paris-La Defense, 1992.
25. K.C. RUSSEL, S.Y. OH, A. FIGUEREDO ; "Theoretical and experimental studies of ceramic / metal wetting" ; MRS Bulletin, Vol. XVI, n°4, p. 46-52, 1991.
26. C.A. CHADWICK ; "Pressure casting of MMC's" ; International Summer School on Metal Matrix Composites, E-MRS, Strasbourg-France, 1990.

27. V. LAURENT, D. CHATAIN, N. EUSTATHOPOULOS ; "Wettability of SiO₂ and oxidized SiC by aluminium" ; Materials Science and Engineering A135, p. 89-94, 1991.
28. S.K. VERMA, J.L. DORCIC ; "Manufacturing of composites by squeeze casting" ; International Symposium on advances in cast reinforced Metal Composites, Chicago, p. 115-126, 1988.
29. S. AHMED, V. GOPINATHAN, P. RAMAKRISHNAN ; "Squeeze casting and property evaluation of Alumina fibre reinforced Aluminium Silicon alloy matrix composites" ; International Symposium on advances in cast reinforced Metal Composites, Chicago, p. 149 - 153, 09-1988.
30. H. FUKUNAGA ; "Squeeze casting processes for fiber reinforced metals and their mechanical properties" ; International Symposium on advances in cast reinforced Metal Composites, Chicago, p. 101 - 107, 1988.
31. Z. ZHU ; "A literature survey on fabrication methods of cast reinforced metal Composites" ; International Symposium on advances in cast reinforced Metal Composites, Chicago, p. 93 - 99, 09-1988.
32. P.R. GIBSON, A.J. CLEGG, A. DAS ; "Compcast Graphitic Aluminium-Silicon alloys" ; Foundry trade journal, p. 253-263, February 1982.
33. F. GIROT, B. DUBOS, J.M. ROBERT ; "Short SiC fibers reinforced aluminium silicon alloys processed by stirring techniques" ; Euro-Japan exchanges on materials, Tech Mat 92 ; Workshop on mechanical properties of MMC ; Editors S. NISHIJIMA and C. BATHIAS ; Feb. 19-21, Paris-La Defense, 1992.
34. C. MILLIÈRE, M. SUÉRY ; "Fabrication and properties of Metal Matrix Composites based on SiC fibre reinforced Aluminium alloys" ; Materials Science and Technology, 01-1988, Vol. 4, p. 41-51, 1988.
35. J. MASOUNAVE, F.G. HAMEL, C. BATHIAS ; "Nouveaux matériaux métalliques et nouveaux procédés de fabrication", p. 2-1 à 2-39 ; Editions "Editor Scientific", 1987.
36. R.J. ARSENAULT, S.B. WU ; "A comparison of PM vs. melted SiC/Al composites" ; Scripta Metallurgica, Vol. 22, p. 767-772, 1988.
37. J. HERITIER, P. BALLADON, J. RAMBAUD, F. CHEVET, M. DE COQUEREAUMONT ; "Influence of heat treatments and working on mechanical properties of SiC reinforced Aluminium alloys" ; ASTM-STP 964, p. 383-395, 1988.
38. S.V. NAIR, J.K. TIEN, R.C. BATES ; "SiC-reinforced Aluminium Metal Matrix Composites" ; International Metals Reviews, Vol. 30-6, p. 275-290, 1985.
39. F.J. HUMPHREYS ; "The thermomechanical processing of Al-SiC particulate composites" ; Materials Science and Engineering, A135, p. 267-273, 1991.

Références bibliographiques

40. T. CHRISTMAN, S. SURESH ; "Microstructural development in an Aluminium-alloy-SiC whisker composite" ; *Acta Metall.*, Vol. 36-7, p. 1691-1704, 1988.
41. T. CHRISTMAN, A. NEEDLEMAN, S. SURESH ; "An experimental and numerical study of deformation in Metal-Ceramic composites" ; *Acta Metallurgica*, Vol. 37-11, p. 3029-3030, 1989.
42. L. SALVO, F. DECOMPS, M. SUÉRY ; "Age hardening of Al-Matrix composites containing various types of reinforcements" ; ASM Conference, Montreal, Canada, 1990.
43. H. RIBES, L. SALVO, M. SUÉRY ; "Interface characteristics and age hardening behavior of SiC reinforced Al-based alloys" ; *Proc. of ICCM VII*, Guanjhou, Chine.
44. R.J. ARSENAULT, R.M. FISHER ; "Microstructure of fiber and particulate SiC in 6061-Al composites" ; *Scripta Metallurgica*, Vol. 17, p. 67-71, 1983.
45. D.J. LLOYD ; "Aspects of fracture in particulate reinforced Metal Matrix Composites" ; *Acta Metall. Mater.*, Vol. 39-1, p. 59 - 71, 1991.
46. K. SCHULTE ; "Review of composite materials II. Metal matrix composites : an alternative to conventional alloys" ; *International Summer School on Metal Matrix Composites*, E-MRS, Strasbourg-France, 1990.
47. M. SUERY ; "Interface, interfase and mechanical properties of metal matrix composites" ; *Euro-Japan exchanges on materials, Tech Mat 92 ; Workshop on mechanical properties of MMC ; Editors S. NISHIJIMA and C. BATHIAS ; Feb. 19-21, Paris-La Defense*, 1992.
48. A.P. DIWANJI, I.W. HALL ; "Effect of manufacturing variables on the structure and properties of squeeze cast C/Al MMC's" ; *International Symposium on advances in cast reinforced Metal Composites*, Chicago, 09-1988.
49. M.J. BIRT, W.S. JOHNSON ; "Characterization of the tensile and microstructural properties of an Aluminium Metal Matrix Composite" ; *TMS Fall Meeting, Indianapolis*, 1989.
50. M. TAYA, K.E. LULAY, K. WAKASHIMA, D.J. LLOYD ; " Bauschinger effect in particulate SiC-6061 Aluminium composites" ; *Mat. Science. and Engineering, A124*, p. 103-111, 1990.
51. J. CHARRIER, J. FOUQUET, J.P. AMIRAULT ; "Evaluation des contraintes internes d'un alliage renforcé par des trichites SiC" ; *Journées Printemps SF2M 1990 ; Paris*, p. 139 - 146, 1990.
52. H. RIBES, R. DA SILVA, M. SUÉRY, T. BRETHEAU ; "Effect of interfacial oxide layer in Al-SiC particle composites on bond strength and chemical behavior" ; *Materials Science and Tech.*, Vol. 6, p. 621-628, 1990.

Références bibliographiques

53. A.R. CHAMBERS ; "Machining of MMC's" ; International Summer School on Metal Matrix Composites, E-MRS, Strasbourg-France, 1990.
54. A.R. CHAMBERS, S.E. STEPHENS ; " Machining of Al-5Mg reinforced with 5 Vol.% Saffil and 15 vol. % SiC" ; Material Science and Engineering, A135, p. 287-290, 1991.
55. DURALCAN ; "DURALCAN casting guidelines : Machining" ; p. IX-1 to IX-5, 1990.
56. R. ROEBUCK, T.A.E. GORLEY, L.N. MC CARTNEY ; "Mechanical properties test procedures for Metal Matrix Composites" ; Materials Science and Tech., Vol. 5, p. 105-116, 1989.
57. H.M. LEDBETTER, M.W. AUSTIN ; "Internal strain (stress) in an SiC-Al particle reinforced composite : an X-ray study, Diffraction study" ; Mat. Science and Engineering, n° 89, p. 53 - 61, 1987.
58. M.R. JAMES ; "Residual stresses in Metal Matrix Composites" ; Int. Conf Residual Stresses, Nancy, 1988.
59. A. BRAND, J.F. FLAVENOT, R. GREGOIRE, C. TOURNIER ; "Receuil de données technologiques sur la fatigue" ; Cetim, p. 272 - 274, 1980.
60. J.P. BONNAFE, J.L. LEBRUN ; "Contraintes résiduelles dans la matrice et les renforts d'un composite a matrice métallique et renforts courts. Application de la diffraction X a leur détermination" ; Conférence contraintes résiduelles et nouvelles technologie, CETIM-Senlis, p. 243-252, 09-1990.
61. J. LU ; "La mesure de la répartition des contraintes résiduelles par la méthode du perçage pas à pas" ; Thèse de Doctorat, U.T. Compiègne, 1986.
62. J. LU, A. NIKU-LARI, J.F. FLAVENOT ; "Récents développements de la mesure des contraintes résiduelles par perçage incrémental" ; Matériaux et Techniques, p. 709 - 718, 12-1985.
63. J. LU, B. MIÈGE, S. THERY, J.F. FLAVENOT ; "Etude des contraintes résiduelles engendrées dans les composites Al-SiC_p et Al-SiC_w en fonction des modes de fabrication" ; Conférence contraintes résiduelles et nouvelles technologie, CETIM-Senlis, p. 267-277, 09-1990.
64. R.J. ARSENAULT, M. TAYA ; "Thermal residual stress in Metal Matrix Composite" ; Acta Metall., Vol. 35-3, p. 651-659, 1987.
65. "ASTM D3552 : Tensile properties of fiber reinforced metal matrix composites" ; p. 898-904, 1977.
66. S.C. CHOU, J.L. GREEN, R.A. SWANSON ; "Mechanical behavior of SiC-2014" ; ASTM-STP 964, p. 305-316, 1988.

Références bibliographiques

67. D. BROEK ; "Elementary engineering fracture mechanics" ; Martinus Nijhoff Publishers, 4^{eme} édition, 1986.
68. B. ROEBUCK, J.D. LORD ; "Plain strain fracture toughness test procedures for particulate metal matrix composites" ; Materials Science and Technology, Vol.6, p. 1199-1209, 1990.
69. B. BARTHELEMY ; "Notion pratique de mécanique de la rupture" ; Eyrolles.
70. N. TSANGARAKIS, B.A. ANDREWS, C. CAVALLARO ; "Mechanical properties of some SiC reinforced Aluminium composites" ; J. of Composite Materials, Vol. 21, May, 1987.
71. L.N. MacCARTNEY ; "UK and VAMAS pre-standardisation activities for the mechanical properties of MMC" ; Euro-Japan exchanges on materials, Tech Mat 92 ; Workshop on mechanical properties of MMC ; Editors S. NISHIJIMA and C. BATHIAS ; Paris-La Defense, Feb. 19-21, 1992.
72. K. HIRANO, T. SASAKI ; "Fracture Toughness of advanced Whisker reinforced Metal Matrix Composites" ; Advanced Composite Materials, Proceeding of the 1st France-Japan Seminar on Composite Materials ; Editors C. BATHIAS and M. UEMURA ; Paris, March 13-14, p. 115-120, 1990.
73. L. RAYMOND, J.A. JENNING ; "Fracture toughness of thin walled cylinders fabricated from discontinuous silicon carbide whiskers / aluminium metal matrix composites" ; ASTM-STP 964, p. 277-284, 1988.
74. K. HIRANO ; "Fatigue crack growth characteristics of metal matrix composites" ; Congrès ICM6, Mechanical behaviour of Material, Kyoto, 29-07 au 2-08-91, p. 93-99, 1991.
75. J.C. HEALY, C.J. BEEVERS ; "Fatigue of an aluminium based metal matrix composite at ambient and elevated temperature" ; Congrès ICM6, Mechanical behaviour of Material, Kyoto, 29-07 au 2-08-91, p. 101-106, 1991.
76. "Fatigue crack propagation" ; ASM ; Metals handbook, ninth edition, Vol. 8, Mechanical testing, 1985.
77. D.M. KNOWLES, J.E. KING ; "Fatigue of an Aluminium SiC composite" ; "Proceedings of the fourth international conference on fatigue and fatigue threshold"; 15-20 July, Honolulu, Hawaï, p. 641-646, 1990.
78. E. ZEIKEN, R.O. RITCHIE ; "Effects of microstructure on fatigue crack growth propagation and crack closure behavior in aluminium alloy 7150" ; Materials Science and Engineering, Vol. 70, p. 151-160, 1985.
79. R.J. ARSENAULT, L. WANG, C.R. FENG ; "Strengthening of composites due to microstructural changes in the matrix" ; Acta Metall. Mater., Vol. 39-1, p. 47-57, 1991.

80. S. OCHIAI, K. OSAMURA ; "Influences of matrix ductility, interfacial bonding strength, and fiber volume fraction on tensile strength of unidirectional metal matrix composites" ; Metallurgical Transactions, Vol. 21A, p. 971-977, 1990.
81. K. HIRANO ; "Fatigue crack growth characteristics of whisker reinforced Aluminium alloy" ; "Proceedings of the fourth international conference on fatigue and fatigue threshold"; 15-20 July, Honolulu, Hawaiï, p. 863-868, 1990.
82. V.C. NARDONE, K.M. PREWO ; "On the strength of discontinuous silicon carbide reinforced Aluminium composites" ; Scripta Metallurgica, Vol. 20, p. 45-48, 1986.
83. T.G. NIEH, K. XIA, T. G. LANGDON ; "Mechanical properties of discontinuous SiC reinforced aluminium composites at elevated temperatures" ; J. of Eng. Materials and Technology, Vol. 110, p. 77-82, 1988.
84. S.R. NUTT, J.M. DUVA ; "A failure mechanism in Al-SiC composites"; Scripta Metallurgica, Vol. 20, p. 1055-1058, 1986.
85. S.R. NUTT, A. NEEDLEMAN ; "Void nucleation at fiber ends in Al-SiC composites" ; Scripta Metallurgica, Vol. 21, p. 705-710, 1987.
86. S. S. YAU, G. MAYER ; "Fatigue of Metal Matrix Composites materials" ; Mat. Science and Engineering, Vol. 82, p. 45-57, 1986.
87. G.L. POVIRK, A. NEEDLEMAN, S.R. NUTT ; "An analysis of the effect of residual stresses and damage mechanisms in Al-SiC composites" ; Mat. Science and Engineering, A132, p. 31-38, 1991.
88. N. BOURGEOIS, D. BAPTISTE, D. FRANCOIS ; "Micromechanical approach to the behavior of the damage of a particulate-reinforced aluminium composite" ; Euro-Japan exchanges on materials, Tech Mat 92 ; Workshop on mechanical properties of MMC ; Editors S. NISHIJIMA and C. BATHIAS ; Paris-La Defense, Feb. 19 - 21, 1992.
89. Y. FLOM, R.J. ARSENAULT ; "Effect of particle size on fracture toughness of SiC/Al composite material" ; Acta Metallurgica, Vol. 37-9, p. 2413-2423, 1985.
90. T. MORIMOTO, T. YAMAOKA, H. LILHOLT, H. TAYA ; "Second stage creep of SiC Whisker/6061 Aluminium composite at 573K" ; Transactions of ASME, Vol. 110, 1988.
91. H. LILHOLT, M. TAYA ; "Creep behavior of the Metal Matrix Composite Al 2124 with SiC_w" ; Proceeding of the ICCM6/ECCM2 Conference, Imperial College, London, 1987.
92. H. TAYA, H. LILHOLT ; "Modelling of the second and third stage creep rates of an aligned short fiber Metal Matrix Composites" ; Proceeding of the ASME Wintermeeting Anaheim, 1986.

Références bibliographiques

93. P.K. SHARP, B.A. PARKER, J.R. GRIFFITHS ; "The fatigue of SiC reinforced Aluminium alloys" ; "Proceedings of the fourth international conference on fatigue and fatigue threshold"; 15-20 July, Honolulu, Hawaï, p. 875 - 880, 1990.
94. C. MASUDA, Y. TANAKA, M. FUKAZAWA ; "Fatigue Fracture Mechanisms of SiC Whisker or SiC Particulates reinforced Aluminium matrix composites" ; Advanced Composite Materials, Proceeding of the 1st France-Japan Seminar on Composite Materials ; Editors C. BATHIAS and M. UEMURA ; Paris, March 13-14, p. 62-67, 1990.
95. A. BLOYCE, J.C. SUMMERS ; "Static and dynamic properties of squeeze cast A357 SiC particulate Duralcan metal matrix composite" ; Mat. Science and Engineering, A135, p. 231 - 236, 1991.
96. N. HASEGAWA ; "Fatigue properties of SiC whisker reinforced Aluminium cast alloy at elevated temperatures" ; "Proceedings of the fourth international conference on fatigue and fatigue threshold"; 15-20 July, Honolulu, Hawaï, p. 851-856, 1990.
97. D. FOURNIER ; "Comportement en fatigue d'un composite Aluminium SiC_w" ; Journées Printemps SFM 1990, p. 24-45, 1990.
98. C. MASUDA, Y. TANAKA, Y. YAMAMOTO, M. FUKAZAWA ; "Fatigue crack propagation properties and its mechanism for SiC Whiskers or SiC particulates reinforced Aluminium alloys matrix composites" ; 1990.
99. J.K. SHANG, W. YU, R.O. RITCHIE ; "Role of silicon carbide particules in fatigue crack growth in SiC_p reinforced Aluminium alloy composites" ; Mat. Science and Engineering, A102, p. 181-192, 1988.
100. J.K. SHANG, R.O. RITCHIE ; "On the particle-size dependence of fatigue crack propagation thresholds in SiC_p reinforced Aluminium-alloy composites : Role of crack closure and crack trapping" ; Acta Metallurgica, Vol. 37-8, p. 2267-2278, 1988.
101. J. PETIT, D. BERTHEAU ; "Fissuration en fatigue des CMM : Aspects expérimentaux" ; Journées Printemps SFM 1990, p. 120-138, 1990.
102. W. YU, J. YUAN, Z. WANG ; "Fatigue behavior of SiC_p/Al 6061 composite" ; "Proceedings of the fourth international conference on fatigue and fatigue threshold"; 15-20 July, Honolulu, Hawaï, p. 899-904, 1990.
103. R.O. RITCHIE ; "Mechanisms of fatigue crack propagation composites : Role of crack tip shielding" ; Mat. Science and Engineering, A103, p. 15-28, 1988.
104. S.B. BINER ; "Growth of fatigue cracks emanating from notches in SiC particulate Aluminium composite" ; Fatigue fract. Engn. Mat. Struct., Vol. 13-6, p. 637-646, 1990.

Références bibliographiques

105. J. LLORCA, S. SURESH, A. NEEDLEMAN ; "An experimental and numerical study of cyclic deformation in metal matrix composite" ; Metallurgical Transactions A, Vol. 23A, p. 919 - 933, 1992.
106. J. LLORCA ; "Modelling cyclic strain hardening in metal matrix composite" ; "Proceedings of the fifth international conference on fatigue and fatigue threshold"; 3-7 May 1993, Montréal, Québec, Canada, p. 229 - 238, 1993.
107. J. LLORCA ; "A numerical study of the mechanisms of cyclic stain hardening in metal - ceramic composites ", Acta Metallurgica et Materiala, April 1993.
108. T.S. SRIVATSAN, R. AURADKAR ; "Effect of silicon carbide particulate on cyclic plastic strain response characteristics and fracture of aluminium alloy composites" ; Int. J. Fatigue 14, n°16, p. 355 - 366, 1992.
109. M. LEVIN, B. KARLSSON ; "Crack initiation and growth during low-cycle fatigue of discontinuously reinforced metal matrix composites" ; Int. J. Fatigue 15, n°5, p. 377 - 387, 1993.
110. X. DUMANT, S. KENNERKNECHT : "Investment Cast Metal Matrix composites for high temperature applications : an assessment of Duralcan F3K20S" ; Internal rapport, Cercast group, Montréal, Canada, 1991.
111. P. N. CREPEAU, S. D. ANTOLOVICH, J. A. WORDEN ; " Structure-Property relationships in aluminium alloy 339-T5 : Tensile behavior at room and elevated temperature" ; AFS Transactions, n° 90-148, p. 813-821, 1990.
112. "Conseils pratiques aux fondeurs : contrôle de la structure de l'A-S12UN" ; Fonderie 389, p. 179-180, Mai 1979.
113. DURALCAN ; "Duralcan casting guidelines : Melting" ; Duralcan Casting Guidelines, p. III.1-III.18, 1990.
114. P. MEYER, P. HOTTEBART, P. MALLETROIT, D. MASSINON, F. PLUMAIL ; "Metal matrix composites developments at Montupet : an overview" ; Second international Conference on cast metal matrix composites ; Tuscaloosa (Alabama, USA), October 4-6 1993.
115. DURALCAN ; "Duralcan F3K10S, Product specification " ; Commercial documentation ; 1990.
116. P.K. ROHATGI, R. ASTHANA, S. DAS ; " Solidification, structures and properties of cast metal ceramic particle composites" ; International Metals Reviews, Vol. 31, n° 3, 1986.
117. L'aluminium français ; "Ecoles Techniques d'alliages de fonderie à l'usage des fondeurs : Aluminium" ; 11 - 1965.

Références bibliographiques

118. G. MENARD, M. RICHARD ; "Atlas Microfractographique des alliages d'aluminium moulés" ; Editions Techniques des Industries de la Fonderie (Paris), 1992.
119. Y. BRESSON, M. RENOUARD, C. ANJOT ; "Traitements thermiques de l'aluminium et de ses alliages" ; L'aluminium français.
120. "Atlas Métallographique de l'A-S5U3" ; Editions Techniques des Industries de la Fonderie (Paris) ; 1980.
121. DURALCAN ; "Duralcan casting guidelines : Solidification microstructure" ; Duralcan Casting Guidelines, Appendix L, 1990.
122. J. CHARBONNIER ; "Contrôle des structures des alliages d'aluminium par analyse thermique assistée par microprocesseur" ; Hommes et Fonderie, p. 11-29, Mars 1985.
123. C. BARLIER, B. POULET ; "Memotech génie mécanique" ; Editions Casteilla (Paris), p. 97-98, 1993.
124. SANDVIK COROMANT ; "Outils de coupe en tournage" ; Documentation commerciale ; 1993.
125. C. OMAN NONGA ; "Influence combinée des contraintes résiduelles et de l'état de surface sur le comportement monotone et cyclique des matériaux composites à matrice métallique" ; Thèse de doctorat, CNAM Paris, janvier 1994.
126. "Le diamant concurrence le carbure" ; Techniques et équipements de production, n° 25, Janvier 1992.
127. Ph. KASPEREK, G. DEGALLAIX, R. CHIERAGATTI ; "Développement et extensions d'une machine semi-automatique de polissage mécanique axial d'éprouvettes de fatigue" ; Rapport de fin de contrat Anvar d'aide aux jeunes pour l'innovation technologique n° J 92 04 005N JJ, Novembre 1993.
128. AFNOR A O3-403 ; "Pratique des essais de fatigue oligocyclique" ; Décembre 1990.
129. S. BEC ; "Micropyrolyse de couches minces de polymères précurseurs de céramiques" ; Thèse de Doctorat en Mécanique, Ecole Centrale de Lyon, n°92-62, Décembre 1992.
130. J. LU, D. FRANÇOIS, J.F. FLAVENOT, H.P. LIEURADE ; "Intégration de la notion de contraintes résiduelles dans les bureaux d'étude, présentation d'une démarche globale" ; Journée nationale sur les contraintes résiduelles au bureau d'étude, CETIM-Senlis, p. 9-31, 7 novembre 1991.
131. T. ERICSSON, J.L. LEBRUN, P. SAINFORT, B. CHENAL, Ph. JARRY ; "Residual stresses in two SiC and mullite reinforced Al-alloys" ; Proceedings of the 5th scandinavian symposium on materials science, Danish Society for Materials Testing and Research, p. 263-269, 22-25 May 1989.

Références bibliographiques

132. H.S. PARK, G.S. ZONG, H.L. MARCUS ; "Residual stresses in continuous graphite fiber Al metal matrix composites" ; 1988.
133. D. BAPTISTE ; "Etude de l'influence de la distribution de microstructure sur le comportement et l'endommagement de matériaux composite à l'aide de techniques de passage du microscopique au macroscopique" ; Ecole "Modélisation et analyse quantitative de l'endommagement des matériaux et des structures" ; Clamart (F), 3-5 Décembre 1990.
134. M. TAYA, R.J. ARSENAULT ; "Metal matrix composites : Thermomechanical Behavior" ; Pergamon Press, p. 101-104, 1989.
135. ASTM B567M ; " Standard Methods of tension testing wrought and cast aluminium and magnesium alloy products" ; 1981.
136. M. STUCKY, M. RICHARD ; "Contrôle non destructif et caractérisation de composites à matrice métallique", Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, p. 13-24, Mai 1993.
137. M. MANOHARAN, J.J. LEWANDOWSKI ; "Crack initiation and growth toughness of an aluminium metal matrix composite" ; Acta. Metall. Mater., Vol. 38-3, p. 489-496, 1990.
138. R. DA SILVA, D. CALDEMAISON, T. BRETHEAU ; "Micromechanical behaviour of Al/SiC_p composite materials subjected to plastic deformation : an in situ study" ; 1989
139. J. LLORCA, A. MARTIN, J. RUIZ, M. ELICES ; "Particulate fracture during deformation of a spray formed metal-matrix composite" ; Metallurgical Transactions A, Vol. 24 A, 1993.
140. P.W.R. BEAUMONT ; "The micromechanics of particulate composite fracture".
141. T.S. SRIVATSAN ; "The low-cycle fatigue behaviour of an aluminium alloy ceramic particle composite" ; Int. J. Fatigue, n° 14-3, p. 173 - 182, 1992.
142. R. SICHAÏB ; "Modélisation du comportement mécanique des composites à renforts discontinus Al-SiC" ; Rapport de D.E.A., Ecole Centrale de Lille, Laboratoire de Mécanique de Lille, Septembre 1992.
143. Y. ZONG, B. DERBY ; "Microstructure and fracture behaviour of SiC_p/Al-2618 metal matrix composite" ; Congrès EUROMAT 93, Paris, June 1993.
144. J. YANG, C. CADY, M.S. HU, F.ZOK, R. MEHRABIAN, A.G. EVANS ; "Effects of damage an the flow strength and ductibility of a ductile Al alloy reinforced with SiC particulates" ; Acta. Metall. Mater., Vol. 38-12, p. 2613-2619, 1990.
145. C.P. YOU, A.W. THOMPSON, I. M. BERSTEIN ; "Proposed failure mehanism in a discontinuously reinforced aluminium alloy" ; Scripta metallurgica, Vol. 21, p. 181-185, 1987.

146. Y. BRECHET, J.D. EMBURY, S. TAO, L. LUO ; "Damage initiation in metal matrix composites" ; Acta Metall. Mater., Vol. 39-8, p. 1781-1786, 1991.
147. G. DEGALLAIX, P. HOTTEBART, A. SEDDOUKI, S. DEGALLAIX, "Advances in hysteresis loop analysis and interpretation, by low cycle fatigue test computerization" ; International conference on Automation in Fatigue and Fracture Testing and Analysis, SF2M - ASTM - SAE, Paris - France, June 15 -17, 1992.
148. H.P. LIEURADE ; "La pratique des essais de fatigue" ; PYC Edition (Paris), p. 96 - 106, 1982.
149. JB CONWAY, L.H. SJODAHL ; "Analysis and representation of fatigue data", Edition ASM International, p. 89-108, 1991.
150. H.E. BOYER ; "Atlas of fatigue curves" ; Edition American Society for Metals (ASM) ; p. 393-394, 1986.
151. G. POMEY, H.P. LIEURADE ; "Essais de fatigue" ; Techniques de l'Ingénieur (Paris), M130, 1981.
152. M.J. COUPER, A.E. NEESON, J.R. GRIFFITHS ; "Casting defects and the fatigue behaviour of an aluminium casting alloy" ; Fatigue Fract. Engng. Struct., Vol. 13, n° 3, p. 213 - 227, 1990.
153. A. BRAND, J.F. FLAVENOT, R. GREGOIRE, C. TOURNIER ; "Recueil de données technologiques sur la fatigue" ; Etat de Surface, p.179-190, Editions du CETIM (Paris), 1980.
154. Y. MURAKAMI, K. KAWAKAMI, W.E. DUCKWORTH ; "Quantitative evaluation of effects of shape and size of artificially introduced alumina particles on the fatigue strength of 1,5 Ni - Cr - Mo (En 24) Steel" ; Int. J. Fatigue 13, n°6, p. 489-499, 1991.

Annexe 1 : Tableaux récapitulatifs des propriétés mécaniques des composites à matrice métallique Al-SiC

Chaque référence citée dans l'étude bibliographique est présentée dans deux tableaux différents. Un premier tableau regroupe les aspects "Matériaux" des composites à matrice métallique (nature et composition de la matrice, renfort, élaboration). Dans le second tableau sont résumées les principales propriétés mécaniques ainsi que leurs conditions de mesure (température et orientation). Les notations utilisées sont précisées ci-dessous.

Tableau n° 1 : Matériau

Matrice : Les teneurs en éléments d'alliages indiqués en italique sont des teneurs nominales normalisées. Les autres teneurs indiquées sont des teneurs mesurées par les auteurs (en % poids).

Renfort : p : particules, w : whiskers, V_f : fraction volumique

Taille : Les dimensions indiquées sont des dimensions moyennes.
Dans le cas de whiskers, le premier chiffre indique le diamètre moyen ; le deuxième indique la longueur moyenne.

Elaboration : M : Elaboration par des procédés de moulage
 SC : Squeeze casting
 M/P : Métallurgie des poudres
 E (x:x) : Extrusion (taux d'extrusion)
 L : Laminage

T.T. : (Traitement Thermique)

R : Revenu
T4 : Mise en solution + trempe + maturation à l'ambiante
T6 : Mise en solution + trempe + vieillissement accéléré

Tableau n°2 : Propriétés mécaniques

Orientation : Les orientation précisées concernent les propriétés mécaniques monotones citées et les facteurs d'intensité de contrainte critique K_{Ic} .

L.P. : Limite de proportionnalité

Ref.	Matrice	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ni	Ti	p/w	V _f	Taille (µm)	Elaboration Mise en forme	T.T.
9	A356	<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	-	-	-	M	T6
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	10	-	M	T6
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	15	-	M	T6
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	20	-	M	T6
11	A-Li3									w	20	0,5-50	SC	-
										w	20	0,5-50	SC	-
	A9 (99,9%)									w	var.	0,5-50	SC	-
14	2124	3,55	1,29	<0,01	0,01					w	5	-	M/P+E(20:1)	T6
16	2124	4,75	1,55	0,81	0,07	0,04	0,01			-	-	-	M/P+E(480°C) 8:1	T4
		4,75	1,55	0,81	0,07	0,04	0,01			-	-	-	M/P+E(480°C) 25:1	T4
		4,49	0,96	0,38	0,036	-	0,01	0,049	0,025	p	25	3	M/P	T4
		4,49	0,96	0,38	0,036	-	0,01	0,049	0,025	p	25	3	M/P+E(480°C) 8:1	T4
		4,49	0,96	0,38	0,036	-	0,01	0,049	0,025	p	25	3	M/P+E(480°C) 25:1	T4
		4,36	0,99	0,39	0,027	-	0,01	0,042	0,001	w	25	-	M/P	T4
		4,36	0,99	0,39	0,027	-	0,01	0,042	0,001	w	25	-	M/P+E(480°C) 8:1	T4
4,36	0,99	0,39	0,027	-	0,01	0,042	0,001	w	25	-	M/P+E(480°C) 25:1	T4		
17	A-U4	4								w	12	0,5-50	SC	T6
	A-U4N1	4						1		w	12	0,5-50	SC	T6
		4						1		w	12	0,5-50	SC	T6
	A-U4N2	4						2		w	12	0,5-50	SC	T6
		4						2		w	12	0,5-50	SC	T6
20	A-G4		4							p	15	9	M/P + E	-
30	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	20	-	SC	T6
36	1100 (99%)									p	0		M/P	R
										p	0		M	R
										w	0		M/P	R
										w	0		M	R
										p	20	250	M/P	R
										p	20	250	M	R
										w	20	0,5-3	M/P	R

Ref.	Matrice	p/w	V _f	Taille (μm)	T (°C)	Orient.	E (GPa)	v	L.P. (MPa)	R _{e0,2%} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	K _{Ic} (MPa.√m)
9	A356	-	-	-	20		75,2			200	255	4	17,4
		p	10	-	20		77,2			262	276	0,7	17,5
		p	15	-	20		92,4			296	303	0,4	-
		p	20	-	20		95,8			296	317	0,5	16,5
11	A-Li3	w	20	0,5-50	20					205	300	1,5	
		w	20	0,5-50	20					260	330	1,2	
	A9 (99,9%)	w	var.	0,5-50	20								
14	2124	w	5	-									
16	2124	-	-	-	20	L	-			382	472	8,4	
		-	-	-	20	L	-			408	578	14	
		p	25	3	20	L	110			412	440	1	
		p	25	3	20	L	120			461	540	1,2	
		p	25	3	20	L	140			487	670	1,7	
		w	25	-	20	L	100			394	421	0,6	
		w	25	-	20	L	125			530	595	0,8	
		w	25	-	20	L	170			586	860	1	
17	A-U4	w	12	0,5-50	250						205	10,6	
	A-U4N1	w	12	0,5-50	20						395	6,8	
		w	12	0,5-50	250						190	6	
	A-U4N2	w	12	0,5-50	20						378	4,8	
w		12	0,5-50	250						189	5,7		
20	A-G4	p	15	9	20	L	84		280	450	495-518	1,3-2,3	8,7-9,1
30	6061	w	20	-	20						500		
36	1100 (99%)	p	0	-	20					37,3	85,6		
		p	0	-	20					25,6	93,2		
		w	0	-	20					31,6	68,4		
		w	0	-	20					21,3	65,6		
		p	20	250	20					56	86,9		
		p	20	250	20					47,9	71,9		
		w	20	0,5-3	20					167	298,8		

Ref.	Matrice	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ni	Ti	p/w	V _f	Taille (µm)	Elaboration Mise en forme	T.T.
										w	20	0,5-3	M	R
										p	20	0,5	M/P	R
										p	20	0,5	M	R
38	2024	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	<0,5	<0,5	<0,25			-	-	-	M/P+E	T6
		3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	<0,5	<0,5	<0,25			w	21	-	M/P+E	T6
	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	25	-	-	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	25	-	-	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	25	-	-	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	25	-	-	T6
40	2124	4,06	2	0,5	0,007					w	15	0,5-50	M/P + E	T6
43	A-S7G0.3	<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	10	13	Compcasting	T4
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	10	13	Compcasting	T6
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	Poxy	10	13	Compcasting	T4
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	Poxy	10	13	Compcasting	T6
45	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	10	6,5	M	T4
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	10	6,5	M	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	20	10	M	T4
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	20	10	M	T6
49	A-U4G	4	1,4		0,02					-	-	-	M/P + E + L (22:1)	-
		4	1,4		0,02					-	-	-	M/P + E + L (22:1)	-
		4	1,4		0,02					-	-	-	M/P + E + L (22:1)	T6
		4	1,4		0,02					-	-	-	M/P + E + L (22:1)	T6
		4	1,4		0,02					p	15	0,7	M/P + E + L (22:1)	-
		4	1,4		0,02					p	15	0,7	M/P + E + L (22:1)	-
		4	1,4		0,02					p	15	0,7	M/P + E + L (22:1)	T6
		4	1,4		0,02					p	15	0,7	M/P + E + L (22:1)	T6
		4	1,4		0,02					w	15	0,5-9	M/P + E + L (22:1)	-
		4	1,4		0,02					w	15	0,5-9	M/P + E + L (22:1)	-
		4	1,4		0,02					w	15	0,5-9	M/P + E + L (22:1)	T6
		4	1,4		0,02					w	15	0,5-9	M/P + E + L (22:1)	T6

Ref.	Matrice	p/w	V _f	Taille (µm)	T (°C)	Orient.	E (GPa)	v	L.P. (MPa)	Re0,2% (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	K _{Ic} (MPa.√m)
		w	20	0,5-3	20					151,6	302,4		
		p	20	0,5	20					172,6	250,5		
		p	20	0,5	20					167,1	237,1		
38	2024	-	-	-	var	L							
		w	21	-	var	L							
	6061	p	25	-	20	L-T							11,5
		p	25	-	20	T-L							11,1
w		25	-	20	L-T							8,6	
		w	25	-	20	T-L							7,7
40	2124	w	15	0,5-50									
43	A-S7G0.3	p	10	13	20					161	210	2,15	
		p	10	13	20					232	272	1,25	
		Poxy	10	13	20					124	206	5,13	
		Poxy	10	13	20					146	223	4,5	
45	6061	p	10	6,5									
		p	10	6,5									
		p	20	10									
		p	20	10									
49	A-U4G	-	-	-	20	L	72	0,36	166		307	12,3	
		-	-	-	20	T	72	0,36	166		302	12,3	
		-	-	-	20	L	73	-	250		415	13,6	
		-	-	-	20	T	71	0,3	215		362	12,3	
		p	15	0,7	20	L	100	0,27	218		352	3,8	
		p	15	0,7	20	T	99	0,27	215		340	5	
		p	15	0,7	20	L	97	0,29	312		573	5,3	
		p	15	0,7	20	T	102	0,28	331		561	4,7	
		w	15	0,5-9	20	L	111	0,29	202		432	2,6	
		w	15	0,5-9	20	T	96	0,26	182		363	5,8	
		w	15	0,5-9	20	L	104	0,29	300		659	2	
		w	15	0,5-9	20	T	93	0,29	285		614	6,9	

Ref.	Matrice	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ni	Ti	p/w	V _f	Taille (µm)	Elaboration Mise en forme	T.T.	
50	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	10	-	M+E	-	
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	20	-	M+E	-	
52 : idem 43															
58	2124	4,4	1,5	0,6						w	20	-	-	T6	
63	2124	4,4	1,5	0,6						p	15	-	-	T6	
		4,4	1,5	0,6						p	15	-	- + grenailage	T6	
64	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		-	-	-	M/P + E	R	
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	5	-	M/P + E	R	
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	20	-	M/P + E	R	
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	20	0,5	M/P + E	R	
66	2014	3,9-5	0,2-0,9	0,4-1,2	<0,5	0,5-0,9	<0,25	<0,1	<0,15	w	25	0,3-70	M/P	T4	
68	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	30	3	M/P	-	
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	30	10	M/P	-	
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	30	50	M/P	-	
72	7075	1,6	2,5				5,6			w	20	-	SC + E	-	
		1,6	2,5				5,6			w	20	-	SC + E	-	
		1,6	2,5				5,6			w	29	-	SC + E	-	
		1,6	2,5				5,6			w	29	-	SC + E	-	
		1,6	2,5				5,6			w	17	-	SC + E	T6	
		1,6	2,5				5,6			w	17	-	SC + E	T6	
		1,6	2,5				5,6			w	19	-	SC + E	T6	
		1,6	2,5				5,6			w	19	-	SC + E	T6	
		1,6	2,5				5,6			w	24	-	SC + E	T6	
		1,6	2,5				5,6			w	24	-	SC + E	T6	
	2025		4,4		0,8		0,8				w	21,5	-	SC + E	T5
			4,4		0,8		0,8				w	21,5	-	SC + E	T5
			4,4		0,8		0,8				w	21,5	-	SC + E	T6
4,4				0,8		0,8				w	21,5	-	SC + E	T6	
75	A356	<0,2	0,35	<0,1	<0,15	7	<0,1		<0,2	p	20	16	M + E	-	
79	1100 (99%)									p	20	var.	M/P	R	

Ref.	Matrice	p/w	V _f	Taille (µm)	T (°C)	Orient.	E (GPa)	ν	L.P. (MPa)	Re0,2% (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	K _{Ic} (MPa.√m)
50	6061	p p	10 20	- -									
52 : idem 43													
58	2124	w	20	-									
63	2124	p p	15 15	- -									
64	6061	- w w p	- 5 20 20	- - - 0,5	20 20 20 20	L L L L			50 110 145 -				
66	2014	w	25	0,3-70	20		121			310	586	105	13,3
68	6061	p p p	30 30 30	3 10 50	20 20 20		118 117 110			412 384 281	492 458 354		17,5 14,5 -
72	7075	w w w w w w w w w w	20 20 29 29 17 17 19 19 24 24	- - - - - - - - - -	20 20 20 20 20 20 20 20 20 20	L, L-T T, T-L L, L-T T, T-L L, L-T T, T-L L, L-T T, T-L L, L-T T, T-L			- - - - 598 480 715 637 735 657	608 480 604 550 775 559 906 720 970 745	- - - - 0,7 1 0,7 1 0,7 1,3	- - - - 16 11 13,5 8 10 7,5	
	2025	w w w w	21,5 21,5 21,5 21,5	- - - -	20 20 20 20	L, L-T T, T-L L, L-T T, T-L			346 252 342 302	493 341 494 358	2 2,4 1,2 1,2	21 13 18 12	
75	A356	p	20	16	20	L, L-T	104			342	382	3	17
79	1100	p	20	var.	20								

Ref.	Matrice	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ni	Ti	p/w	V _f	Taille (µm)	Elaboration Mise en forme	T.T.
81	2025	4,4		0,8		0,8				w	21,5	-	SC + E	T6
		4,4		0,8		0,8				w	21,5	-	SC + E	T6
	7075	1,6	2,5				5,6			w	17,1	-	SC + E	T6
		1,6	2,5				5,6			w	17,1	-	SC + E	T6
		1,6	2,5				5,6			w	19	-	SC + E	T6
		1,6	2,5			5,6			w	19	-	SC + E	T6	
83	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	20	0,5-5	M/P + E	-
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	30	-	M/P + E	-
	2124	4,4	1,5	0,6						p	20	-	M/P + E	T4
84-85	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	20	0,5-3	M/P + E	T6
86	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		-	-	-	M/P + E + L	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		-	-	-	M/P + E + L	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	20	-	M/P + E + L	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	20	-	M/P + E + L	T6
88	A356	<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	20	13	M + E	T6
89	1100 (99%)									p	20	var	M/P	R
90	6061	0,24	0,94	0,04	0,32	0,62	0,04		0,04	w	15	0,75-50	M/P + E (10:1)	T6
91	2124	4,4	1,5	0,6						-	-	-	M/P + E	T6
		4,4	1,5	0,6						w	15	0,6-50	M/P + E	T6
		4,4	1,5	0,6						w	25	0,6-50	M/P + E	T6
93	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		-	-	-	M	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	10	7	M	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	10	7	M + E	T6
94	2024	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	<0,5	<0,5	<0,25			-	-	-	M/P + E	T6
		3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	<0,5	<0,5	<0,25			w	10	-	M/P + E	-
		3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	<0,5	<0,5	<0,25			w	10	-	M/P + E	T6
		3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	<0,5	<0,5	<0,25			w	20	-	M/P + E	T6
	A356	<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	-	-	-	M	T6
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	10	10	M	-

Ref.	Matrice	p/w	V _f	Taille (µm)	T (°C)	Orient.	E (GPa)	v	L.P. (MPa)	Re0,2% (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	K _{IC} (MPa.√m)
81	2025	w	21,5	-	20	L				342	494	1,4	
		w	21,5	-	20	T				302	358	1,2	
	7075	w	17,1	-	20	L				598	755	0,7	
		w	17,1	-	20	T				480	559	1	
		w	19	-	20	L				715	906	0,7	
	w	19	-	20	T				637	720	1		
83	6061	w	20	0,5-5									
		p	30	-									
	2124	p	20	-									
84-85	6061	w	20	0,5-3	20	L							
86	6061	-	-	-	20	L	112			205	297		
		-	-	-	20	T	133			301	287		
		w	20	-	20	L	70			445	477		
		w	20	-	20	T	70			-	399		
88	A356	p	20	13	20	L	113			344	382	2,9	
89	1100	p	20	var	20								
90	6061	w	15	0,75-50	20	L					505	2	
91	2124	-	-	-									
		w	15	0,6-50									
		w	25	0,6-50									
93	6061	-	-	-	20					291	313	14	
		p	10	7	20					-	338	1,5	
		p	10	7	20	L				318	364	3,9	
94	2024	-	-	-	20	L	75			390	480	10,4	
		w	10	-	20	L	89			221	407	2,6	
		w	10	-	20	L	92			408	630	4,3	
		w	20	-	20	L	121			515	720	1,6	
	A356	-	-	-	20		-			206	284	10	
		p	10	10	20		80			103	193	9,2	

Ref.	Matrice	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ni	Ti	p/w	V _f	Taille (µm)	Elaboration Mise en forme	T.T.	
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	10	10	M	T6	
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	20	25	M	-	
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	20	25	M	T6	
	A357	<0,1	0,5		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	-	-	-	M	T6	
		<0,1	0,5		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	10	10	M	-	
		<0,1	0,5		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	10	10	M	T6	
		<0,1	0,5		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	20	25	M	-	
		<0,1	0,5		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	20	25	M	T6	
	95	A357		0,55			7				-	-	-	SC	T6
			0,003	0,52	0,003	0,08	6,5	0,014		0,126	p	15	20	SC	T6
0,001			0,65	0,009	0,09	6,95	0,018		0,132	p	20	20	SC	T6	
96	AC8A	1,15	1,14	0,02	0,16	12,8	0,02	1,56	0,1	-	-	-	M	T6	
		1,15	1,14	0,02	0,16	12,8	0,02	1,56	0,1	w	-	-	M	-	
97	2124	4,4	1,5	0,6						w	20	-	M + E	T6	
		4,4	1,5	0,6						w	20	-	M + E	T6	
		4,4	1,5	0,6						w	20	-	M + E	T6	
		4,4	1,5	0,6						w	20	-	M + E	T6	
98 : idem 94															
99	7091	2,5	3,33			0,14	9,44			-	-	-	M/P + E (12:1)	T6	
		2,5	3,33			0,14	9,44			p	22,5	10,5	M/P + E (12:1)	T6	
		2,5	3,33			0,14	9,44			p	21	6,1	M/P + E (12:1)	T6	
100	7091	2,5	3,33			0,14	9,44			-	-	-	M/P + E (12:1)	T6	
		2,5	3,33			0,14	9,44			p	16,9	11,4	M/P + E (12:1)	T6	
		2,5	3,33			0,14	9,44			p	18,2	4,5	M/P + E (12:1)	T6	
		2,5	3,33			0,14	9,44			p	22,5	10,5	M/P + E (12:1)	T6	
		2,5	3,33			0,14	9,44			p	21	6,1	M/P + E (12:1)	T6	
101	6061	0,41	0,66			1,17				-	-	-	M/P + E (20:1) + L	T6	
		0,41	0,66			1,17				p	15	2,5	M/P + E (20:1) + L	T6	
		0,41	0,66			1,17				p	15	10	M/P + E (20:1) + L	T6	

Ref.	Matrice	p/w	V _f	Taille (μm)	T (°C)	Orient.	E (GPa)	v	L.P. (MPa)	Re0,2% (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	K _{Ic} (MPa.√m)
		p	10	10	20		76			353	387	2,2	
		p	20	25	20		92			125	190	4,5	
		p	20	25	20		96			370	394	0,8	
	A357	-	-	-	20		-			275	343	10	
		p	10	10	20		83			149	165	7,6	
		p	10	10	20		79			345	372	1,6	
		p	20	25	20		100			124	196	5,1	
		p	20	25	20		98			378	402	0,95	
95	A357	-	-	-	20		70			396	347	8,55	26,7
		p	15	20	20		93			369	380	0,55	17,9
		p	20	20	20		105			351	398,2	1,32	19,7
96	AC8A	-	-	-	20						308		
		w	-	-	20						426		
97	2124	w	20	-	20	L				540	840	2	
		w	20	-	20	T				470	550	3	
		w	20	-	250	L				340	430	5	
		w	20	-	250	T				230	260	11	
98 : idem 94													
99	7091	-	-	-	20	L, S-T				520	590	10,7	33
		p	22,5	10,5	20	L, S-T				500	560	1,8	16
		p	21	6,1	20	L, S-T				400	470	1,9	14
100	7091	-	-	-	20	L, S-T				520	590	10,7	33
		p	16,9	11,4	20	L				490	530	3,1	-
		p	18,2	4,5	20	L				480	530	3,1	-
		p	22,5	10,5	20	L, S-T				500	560	1,8	16
		p	21	6,1	20	L, S-T				400	470	1,9	14
101	6061	-	-	-	20	L				-	250	-	-
		p	15	2,5	20	L				291	360	7,2	20,5
		p	15	10	20	L				273	347	8,7	27,2

Ref.	Matrice	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ni	Ti	p/w	V _f	Taille (μm)	Elaboration Mise en forme	T.T.
102	6061	<i>0,15-0,4</i>	<i>0,8-1,2</i>	<i><0,15</i>	<i><0,7</i>	<i>0,4-0,8</i>	<i><0,25</i>	-		p	25	-	M/P + L	-
		<i>0,15-0,4</i>	<i>0,8-1,2</i>	<i><0,15</i>	<i><0,7</i>	<i>0,4-0,8</i>	<i><0,25</i>	-		p	25	-	M/P + L	-
		<i>0,15-0,4</i>	<i>0,8-1,2</i>	<i><0,15</i>	<i><0,7</i>	<i>0,4-0,8</i>	<i><0,25</i>	-		p	25	-	M/P + L	T6
		<i>0,15-0,4</i>	<i>0,8-1,2</i>	<i><0,15</i>	<i><0,7</i>	<i>0,4-0,8</i>	<i><0,25</i>	-		p	25	-	M/P + L	T6
104	6061	<i>0,15-0,4</i>	<i>0,8-1,2</i>	<i><0,15</i>	<i><0,7</i>	<i>0,4-0,8</i>	<i><0,25</i>	-		p	25	-	M/P + L	T6
		<i>0,15-0,4</i>	<i>0,8-1,2</i>	<i><0,15</i>	<i><0,7</i>	<i>0,4-0,8</i>	<i><0,25</i>	-		p	25	-	M/P + L	T6

Ref.	Matrice	p/w	V _f	Taille (μm)	T (°C)	Orient.	E (GPa)	v	L.P. (MPa)	Re _{0,2%} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	K _{Ic} (MPa.√m)
102	6061	p	25	-	20	T, T-L				239	308	3,9	19
		p	25	-	20	L, L-T				212	303	3,6	21
		p	25	-	20	T, T-L				407	470	2	8,5
		p	25	-	20	L, L-T				425	489	1,8	9,5
104	6061	p	25	-	20	L	110			416	513	5,02	
		p	25	-	20	T	107			412	513	4,88	

Annexe 2 : Paramètres d'état de surface

Les défauts géométriques d'une surface réelle peuvent être classés en quatre ordres. Les défauts du premier ordre rendent compte des écarts de forme (rectitude, circularité...). Les défauts du second ordre sont des défauts d'ondulation provoqués par exemple par des vibrations basses fréquences de la pièce ou de l'outil lors de l'usinage.

La rugosité caractérise les défauts du troisième et quatrième ordres. Les défauts du troisième ordre sont par exemple les stries dues à l'avance de l'outil alors que les arrachements ou piqûres dues aux vibrations hautes fréquences sont des défauts du quatrième ordre.

A2.1. Définition des paramètres de rugosité

Les paramètres de rugosité peuvent être classés en deux catégories : les critères physiques et les critères statistiques. Les paramètres les plus couramment utilisés sont les paramètres R_t , R_{max} (critères physiques) et R_a (critère statistique). Nous nous limiterons à la définition de ces paramètres conformément à la norme NF E 05-015.

A2.1.1. Critères physiques de rugosité

R_t est par définition la distance maximale entre le point le plus haut des saillies et le plus bas des creux sur la longueur d'évaluation L (figure A2.1). Il est à noter que R_{max} , qui est défini comme la distance maximale entre un creux et la saillie adjacente la plus élevée, traduit mieux l'effet d'entaille en surface, particulièrement préjudiciable en fatigue.

A2.1.2. Critères statistiques de rugosité

On définit la ligne de référence telle que la somme des aires comprises entre elle et le profil soit la même de part et d'autre de cette ligne.

R_a est la moyenne arithmétique, calculée sur la longueur d'évaluation L , de la valeur absolue de l'ordonnée Y , avec l'origine des Y sur la ligne moyenne.

$$\text{Par définition (figure A2.2), } R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |Y| dx .$$

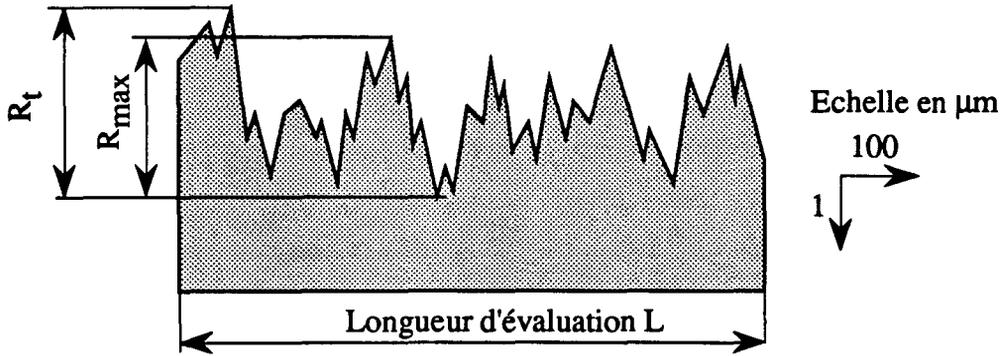


Figure A2.1 : Définition de la rugosité totale R_t et de la rugosité maximale R_{max}

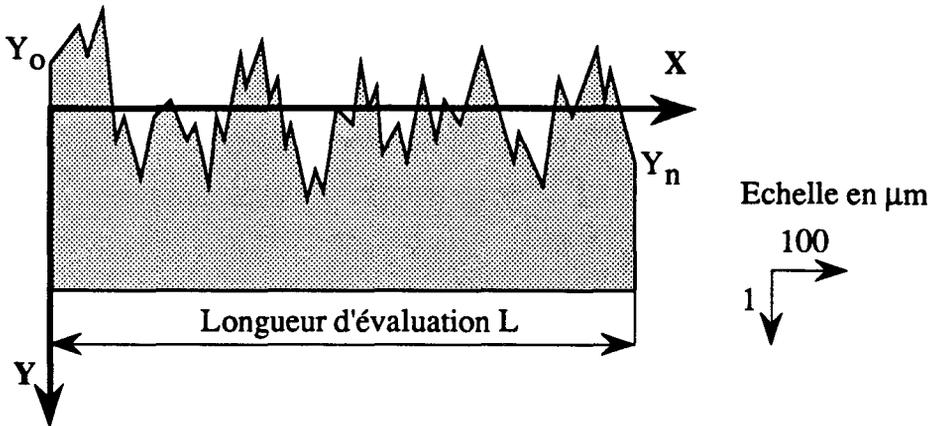


Figure A2.2 : Définition de la rugosité moyenne arithmétique R_a

A2.2. Détermination expérimentale de la rugosité

Les mesures de rugosité ont été réalisées à l'aide d'un profilomètre à contact Homel Tester. Ce rugosimètre est équipé d'un capteur inductif qui génère une tension proportionnelle au déplacement suivant Y du palpeur (figure A2.3).

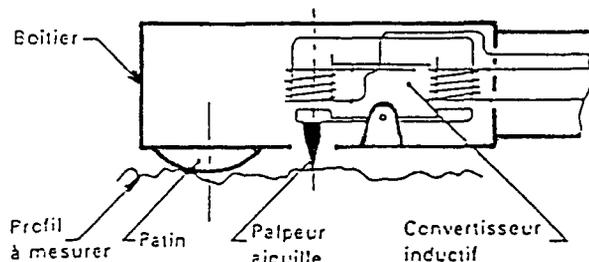


Figure A2.3 : Principe du capteur inductif

L'angle de pointe du palpeur est de 60° et son rayon de courbure est de $3\ \mu\text{m}$. De part la présence de ce rayon de courbure, le palpeur détecte une "surface mesurée" intégrant le filtrage mécanique de la "surface réelle" (figure A2.4).

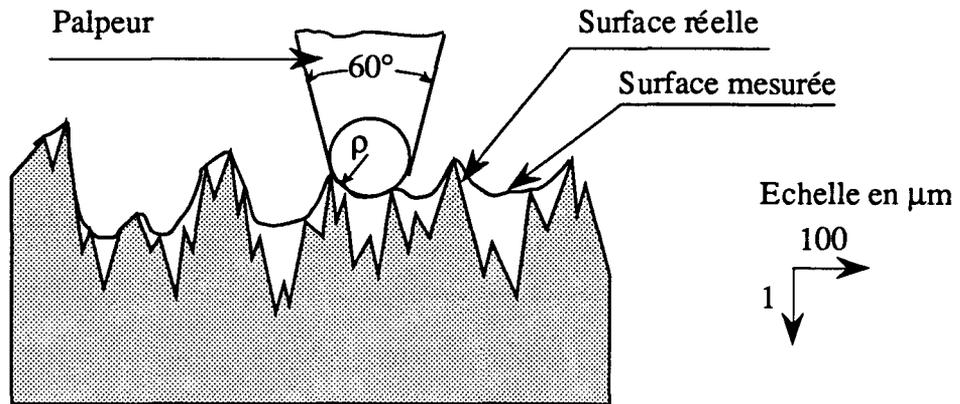


Figure A2.4 : Filtrage mécanique de la surface réelle

Le calcul de la rugosité consiste donc à séparer les écarts du premier et du second ordres, des écarts du troisième et quatrième ordres. Après le premier filtrage mécanique réalisé par le patin (qui définit ainsi la référence de guidage), un filtre électrique de type RC permet d'extraire les défauts du troisième et quatrième ordres du signal électrique généré par le palpement de la surface.

Plusieurs filtrages électriques peuvent être utilisés, suivant le pas du profil mesuré. Ils sont définis par leur longueur d'onde de coupure λ à $-3\ \text{dB}$. Les résultats des mesures de rugosité dépendent beaucoup des filtres choisis.

Les valeurs de filtres utilisés pour les mesures de rugosité sur le composite F3K10S et l'alliage A-S10U3NG non renforcé sont précisées ci-dessous (tableau A2.1).

Les mesures de rugosité ont été réalisées le long des génératrices de l'éprouvette de fatigue oligocyclique, sur une longueur d'évaluation de $4,8\ \text{mm}$. Les valeurs de rugosité citées sont des moyennes sur 5 génératrices.

Annexe 2

Matériau	λ (mm)
A-S10U3NG (U)	0,8
F3K10S (U)	0,8
A-S10U3NG (UP)	0,25
F3K10S (UP)	0,25
A-S10U3NG (BF)	0,25
F3K10S (BF)	0,25

Tableau A2.1 : Valeur de la longueur d'onde de coupure λ à -3 db utilisée pour la mesure de rugosité pour le composite F3K10S et l'alliage A-S10U3NG non renforcé

Annexe 3 : Résultats de traction monotone pour l'alliage A-S10U3NG non renforcé et pour le composite F3K10S

	n° essai	E (MPa)	Re0,02 (MPa)	Re0,2 (MPa)	R _m (MPa)	A%
A10U3NG Brut	TMB1	74 600	127	197	244	0,6
A10U3NG Brut	TMB2	69 000	109	-	171	0,155
A10U3NG T4	TMT41	81 300	148	215	300	1,83
A10U3NG T6 (5h à 175°C)	TMT61	76 400	296	348	368	0,45
A10U3NG T6 (5h à 175°C)	TMT62	79 400	278	366	372	0,27
A10U3NG T6 (5h à 175°C)	TMT63	73 500	196	-	219	0,055
A10U3NG T6 (5h à 175°C)	TMT64	76 900	208	-	254	0,176
F3K10S Brut	TCB1	89 300	110	192	240	0,5
F3K10S Brut	TCB2	-	72	170	229	0,44
<i>F3K10S Brut-Duralcan</i>	-	<i>87600</i>	-	<i>179</i>	<i>255</i>	<i>0,7</i>
F3K10S T4	TCT41	90 000	146	221	278	0,68
F3K10S T4	TCT42	94 500	158	248	272	0,32
F3K10S T6 (1h à 175°C)	TCT61H1	93400	174	260	304	0,51
F3K10S T6 (1h à 175°C)	TCT61H2	89500	158	248	283	0,44
F3K10S T6 (1,5h à 175°C)	TCT615H1	91000	187	275	280	0,225
F3K10S T6 (1,5h à 175°C)	TCT615H2	94800	175	270	303	0,39
F3K10S T6 (1,5h à 175°C)	TCT615H3	91800	182	272	289	0,26

Tableau A3.1 : Résultats des essais de traction monotone sur l'alliage A-S10U3NG non renforcé et le composite F3K10S. La mise en solution est de 8 h à 493°C et est suivi d'une trempe à l'eau (T4).

Annexe 3

	n° essai	E	Re0,02	Re0,2	R _m	A%
		(MPa)	(MPa)	(MPa)	(MPa)	
F3K10S T6 (1,5h à 175°C) NC	TCNC1	94000	163	271	302	0,38
F3K10S T6 (1,5h à 175°C) NC	TCNC2	92500	134	268	312	0,5
F3K10S T6 (1,5h à 175°C) NC	TCNC3	92000	127	265	313	0,9
F3K10S T6 (2h à 175°C)	TCT62H1	98 700	213	-	300	0,18
F3K10S T6 (2h à 175°C)	TCT62H2	93 600	194	288	296	0,22
F3K10S T6 (2h40mn à 175°C)	TCT63H1	95 100	196	295	302	0,215
F3K10S T6 (2h40mn à 175°C)	TCT63H2	96 700	226	-	287	0,155
F3K10S T6 (5h à 175°C)	TCT61	94 600	260	-	316	0,12
F3K10S T6 (5h à 175°C)	TCT62	91 000	236	-	308	0,11
<i>F3K10S T6-Duralcan</i>	-	<i>87600</i>	-	<i>359</i>	<i>372</i>	<i>0,3</i>

Tableau A3.1 (suite) : Résultats des essais de traction monotone sur l'alliage non renforcé A-S10U3NG et le composite F3K10S. La mise en solution est de 8 h à 493°C et est suivi d'une trempe à l'eau (T4).

NC : nouvelle coulée

	n° essai	E (MPa)	Re0,02 (MPa)	Re0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A%
AS10U3NG T6 BF	TMESBF1	78 300	205	266	301	0,63
AS10U3NG T6 BF	TMESBF2	77 200	200	264	330	1,1
AS10U3NG T6 BF	TMESBF3	79300	191	264	318	0,96
AS10U3NG T6 U	TMESU1	77 200	215	-	250	0,125
AS10U3NG T6 UP	TMESUP1	76300	186	271	282	0,275
AS10U3NG T6 BF-P	TMBFP1	80400	182	262	310	0,805
AS10U3NG T6 BF-P	TMBFP2	80600	162	252	296	0,605
F3K10S T6 BF	TCESBF1	92 600	116	227	327	1,15
F3K10S T6 BF	TCESBF2	93 000	168	257	340	0,96
F3K10S T6 U	TCESU1	91 600	165	-	260	0,18
F3K10S T6 UP	TCESUP2	91 700	158	-	275	0,24
F3K10S T6 BF-P	TCBFP1	89000	174	260	327	0,79

Tableau A3.2 : Influence de l'état de surface en traction monotone
Résultats des essais de traction monotone
(BF : Brut de fonderie ; U : Usiné ; UP : Usiné-poli 1 μ m ;
BF-P : Brut de fonderie + polissage 1 μ m)

