

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

**MÉMOIRE PRÉSENTE A
L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC A CHICOUTIMI
COMME EXIGENCE PARTIELLE
DE LA MAÎTRISE EN INGÉNIERIE**

**par
DANIEL ASSELIN ing.**

**INFLUENCE DES DÉFAUTS SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES
DU COMPOSITE DURALCAN F3S.20S.**

AOÛT 1993



Mise en garde/Advice

Afin de rendre accessible au plus grand nombre le résultat des travaux de recherche menés par ses étudiants gradués et dans l'esprit des règles qui régissent le dépôt et la diffusion des mémoires et thèses produits dans cette Institution, **l'Université du Québec à Chicoutimi (UQAC)** est fière de rendre accessible une version complète et gratuite de cette œuvre.

Motivated by a desire to make the results of its graduate students' research accessible to all, and in accordance with the rules governing the acceptance and diffusion of dissertations and theses in this Institution, the **Université du Québec à Chicoutimi (UQAC)** is proud to make a complete version of this work available at no cost to the reader.

L'auteur conserve néanmoins la propriété du droit d'auteur qui protège ce mémoire ou cette thèse. Ni le mémoire ou la thèse ni des extraits substantiels de ceux-ci ne peuvent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

The author retains ownership of the copyright of this dissertation or thesis. Neither the dissertation or thesis, nor substantial extracts from it, may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

RESUMÉ

La connaissance approfondie du comportement mécanique de ces nouveaux matériaux de pointe que sont les composites à matrice d'aluminium renforcé de particules (CMAp) permettra de faciliter leur insertion sur les marchés. De ce fait, l'étude de l'effet des défauts ou inclusions sur les propriétés en traction des CMAp est nécessaire afin d'établir les contrôles de qualité à leur égard. Cette étude a été réalisée sur un CMAp commercial, soit le Duralcan F3S.20S.

Un certain nombre de phénomènes et problèmes liés à la production du composite Al-Si / SiCp ont été considérés en introduction, soit: la propreté de la matrice métallique; la structure de l'interface SiC/Al; la rhéologie; la réactivité des constituants du mélange; la sédimentation lors de l'arrêt du brassage; l'effet du mouvement de surface; oxydes entraînés sous forme de fragments de peaux d'oxydes; gaz entraîné à l'intérieur du mélange; les conditions de solidification (ségrégation des particules). L'échantillonnage provient de composites élaborés puis refondus à une échelle suffisamment grande, afin d'obtenir des conditions connues et bien contrôlées et ainsi s'assurer que les facteurs ci-haut mentionnés ne varient pas de façon significative d'une éprouvette à l'autre. Ainsi, le composite provient de l'usine Dubuc, une division d'Alcan Aluminium limitée, qui produit le composite Duralcan à une échelle industrielle depuis plusieurs années par la méthode de malaxage. Plus de deux cents éprouvettes normalisées ont été moulées dans les laboratoires du centre de recherche et de développement d'Arvida (CRDA) d'Alcan international.

Les essais de traction et les examens réalisés sur les éprouvettes de composite Duralcan F3S.20S, ont permis de constater que l'amorce de la rupture se situe toujours sur des défauts macroscopiques. Ces défauts consistent le plus souvent, en des replis de peaux d'oxydes de couleur gris clair ayant une taille moyenne de 1 à 3 mm.

Lorsque les défauts obtenus après refonte et moulage sont petits (< 2 mm), la probabilité qu'ils laissent des empreintes visibles sur le film exposé aux R-X est faible; cette probabilité augmente avec la taille des défauts. On a constaté que les examens radiographiques sont une méthode valable pour détecter la présence de grands défauts (> 3 mm), et par le fait même, pour prédire les propriétés associées à la présence de tels défauts.

La présentation des propriétés mécaniques en tension a été effectuée à l'aide d'un indice de qualité dérivé de celui utilisé pour les alliages de fonderie Al/Si. L'indice de qualité utilisé, indice Q*, s'est révélé un outil très sensible à la présence de défauts et de ce fait, il a permis d'établir une comparaison précise avec la théorie de la rupture.

Les essais et calculs réalisés dans le cadre de la présente étude, montrent une bonne correspondance entre les résultats expérimentaux et les valeurs obtenues à l'aide de la théorie de la rupture, faisant intervenir la présence de défauts. Ces valeurs théoriques sont calculées en utilisant le facteur critique d'intensité de contrainte et en considérant le défaut comme une fissure elliptique interne ayant une longueur définie. Les résultats expérimentaux obtenus, lors des essais sur les éprouvettes Duralcan, se situent en fait, entre le modèle de la mécanique élastique linéaire et celui de la mécanique élasto-plastique (profil équivalent d'Irwin). On observe cependant, lorsque les défauts sont petits ($< 1,3$ mm), que les données expérimentales sont plus faibles que celles calculées à l'aide de la mécanique de la rupture. Ce comportement est fort probablement attribuable à la prédominance des facteurs intrinsèques, associés au mode de fabrication du composite, comme par exemple, les zones de densité élevée en particules de renfort ou en pores résultant de la ségrégation. L'analyse de la distribution des propriétés mécaniques en fonction de la taille des défauts permet de bien cerner l'importance de la propreté du composite. Ainsi en gardant constant les paramètres intrinsèques qui résultent notamment de la solidification, on peut suggérer d'effectuer une filtration du composite au moment du moulage. Pour atteindre des propriétés mécaniques optimales, cette filtration devrait éliminer les peaux et replis de peaux d'oxydes supérieurs à 1mm.

Finalement, les résultats de la présente étude montrent que les caractéristiques mécaniques du composite Duralcan F3S.20S sont prévisibles et varient peu, d'un échantillon à l'autre, lorsque toutes les précautions sont prises afin d'éviter la présence de défauts extrinsèques.

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier M. Michel Bouchard pour son aide et son soutien dans toute les étapes qui ont permis la réalisation de ce travail. Je remercie également MM. René Crescent et Robert Provencher pour leur collaboration et leur judicieux conseils ainsi que Duralcan Canada ltée et le Centre de recherche et de développement Arvida d'Alcan International qui ont contribués financièrement à la réalisation de ce travail.

Table des matières

Resumé	i
Remerciements	iii
Liste des figures.....	vi
Liste des tableaux	viii
1. Introduction.....	1
1.1. Mode d'élaboration des composites à matrice d'aluminium renforcé de particules (CMAp).....	2
1.2. Nature des CMAp.....	4
1.2.1. Renfort.....	4
1.2.2. Matrice	6
1.2.3. Composites	7
1.3. Importance de ces composites commerciaux	8
1.4. Effet des défauts	12
1.4.1. Indice de qualité.....	12
1.4.2. Cas des alliages de fonderie Al-Si	15
1.4.3. Cas du composite Al-SiCp.....	16
1.5. Phénomènes et problèmes liés à la production des CMAp.....	18
1.5.1. Propreté de la matrice métallique.....	19
1.5.2. Structure de l'interface SiC/Al	19
1.5.3. Rhéologie.....	21
1.5.4. Réactivité des composantes du mélange.....	21
1.5.5. Sédimentation lors de l'arrêt du brassage.....	22
1.5.6. Effet du mouvement de surface.....	23
1.5.6.1. - Oxydes entraînés sous forme de films d'oxydes	23
1.5.6.2. - Gaz entraîné à l'intérieur du mélange	24
1.5.7. Conditions de solidification (ségrégation des particules)....	24
1.6. Objectif général.....	25
1.7. Objectifs spécifiques.....	25
1.8. Portée de l'étude	25
2. Méthodologie.....	27
2.1. Facteurs intervenant dans l'élaboration du composite Al-Si/SiCp	27

2.2. Nombre d'échantillons requis.....	28
2.3. Production du composite	29
2.4. Refonte.....	31
2.5. Moulage	32
2.6. Traitement thermique.....	33
2.7. Caractérisation et examen des éprouvettes	33
2.7.1. Inspection aux rayons X.....	33
2.7.2. Essais de traction normalisés	34
2.7.3. Examens métallographiques.....	34
2.7.4. Examens fractographiques.....	34
3. Résultats	35
3.1. Examens radiographiques.....	35
3.2. Essais de traction	36
3.3. Fractographie.....	39
3.4. Métallographie.....	42
3.5. Lots d'éprouvettes rejetées	43
4. Analyse des résultats	45
4.1. Corrélation entre les défauts visibles sur les radiographies et ceux des surfaces de rupture	45
4.2. Effet des défauts sur la résistance à la rupture.....	45
4.3. Théorie de la rupture.....	46
4.4. Comparaison avec la théorie de la rupture	52
4.5. Plateau des propriétés	55
5. Conclusion.....	58
6. Bibliographie.....	60
7. Annexe	63

LISTE DES FIGURES

- Figure 1 Effet d'un renfort de fibres courtes sur la résistance à l'usure d'un alliage de moulage
- Figure 2 Exemples de pièces en composite.
- Figure 3 Diagramme R - A avec le double réseau des droites d'égal indice de qualité ou "ISO-Q" et les droites d'égale limite d'élasticité probable ou "ISO-E".
- Figure 4 Propriétés mécaniques en fonction de la longueur des défauts d'un alliage de fonderie Al/Si.
- Figure 5 Effet de la filtration sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356.
- Figure 6 Effet de la filtration sur les propriétés mécaniques du Duralcan A357 - 15 % SiC et A357 - 20 % SiC.
- Figure 7 Influence de la triaxialité sur la ductilité.
- Figure 8 Radiographies de quatre éprouvettes de traction, prises à des angles de 0 et 90° montrant la présence de défauts localisés en bordure des pièces.
- Figure 9 Résultats des essais de traction présentés sous la forme d'histogrammes de distribution.
- Figure 10 Photographies des surfaces de rupture
- Figure 11 Corrélation entre la longueur maximale du plus gros défaut observé par R-X dans la partie utile de l'éprouvette de traction et la longueur du défaut associé à l'origine de la rupture.
- Figure 12 Photographies prises au microscope optique montrant les défauts, peaux d'oxydes, tels qu'ils se présentent sur les sections polies des éprouvettes.
- Figure 13 Modes d'ouvertures des fissures.
- Figure 14 Types de fissures.

- Figure 15 Valeurs de correction ϕ^2 en fonction de a et c pour les fissures elliptiques non traversantes.
- Figure 16 Modèle de déformation plastique à la pointe de la fissure, avec ou sans correction d'Irwin.
- Figure 17 Relation entre l'indice Q^* et la taille des défauts mesurés aux endroits où les ruptures se sont amorcées.
- Figure 18 Graphique des résultats expérimentaux par taille de défauts avec valeur minimale A (seuil).
- Figure 19 Influence de la surface des microdéfauts sur la résistance à la traction et l'allongement d'une fonte à graphite sphéroïdale bainito-austénitiques.

LISTE DES TABLEAUX

- Tableau 1 Caractéristiques des particules de SiC.
- Tableau 2 Caractéristiques de l'alliage de fonderie 359 après traitements thermiques T6.
- Tableau 3 Caractéristiques du composite Duralcan F3S.20S, après traitements thermiques T6.
- Tableau 4 Composition chimique de la matrice d'aluminium du composite Duralcan F3S.20S.
- Tableau 5 Résultats des essais normalisés de traction sur les éprouvettes de composite Duralcan F3S.20S.
- Tableau 6 Valeurs de K_{IC} obtenues pour différents CMAp de fonderie.
- Tableau 7 Résultats des essais de traction présentés suivant la taille des défauts.

1. INTRODUCTION

Les composites à matrice d'aluminium renforcé de particules (CMAp) constituent de nouveaux matériaux qui présentent des propriétés très intéressantes, notamment en termes de rigidité, de résistance à l'abrasion, de conductivité thermique, de stabilité et de résistance à haute température.

Cependant, ces nouveaux matériaux performants sont évidemment plus dispendieux que les alliages métalliques et posent encore quelques problèmes de production et de mise en forme par les procédés conventionnels.

Parmi les méthodes qui peuvent être utilisées pour la production de CMAp, celle où les particules de renforts sont incorporées directement dans le bain de métal liquide, est particulièrement intéressante et compétitive sur le plan économique.

Alcan détient des brevets en rapport avec un tel procédé de production où les particules de renforts (SiC ou Al_2O_3) sont mélangées dans des alliages d'aluminium dans un réacteur spécial qui favorise la dispersion et le mouillage des particules de renfort tout en minimisant l'entraînement d'oxyde qui se forme à la surface du bain. Le composite est par la suite coulé dans une lingotière ou sous forme de billette dépendant du procédé de mise en forme final visé. Ce type de composite peut maintenant être produit sur une échelle industrielle à l'usine Dubuc d'Alcan; on y fabrique principalement:

- i) des lingots de fonte pour la fonderie
- ii) et des billettes pour l'extrusion.

Ces produits peuvent être fabriqués à partir de matrices d'alliage d'aluminium spécialement développées pour cet usage et des renforts dont la teneur en volume peut atteindre 20%.

Les CMAp pour les applications en fonderie peuvent être refondus puis moulés en adaptant des techniques semblables à celles développées pour les alliages conventionnels.

Pour les applications en fonderie où l'on doit garantir des caractéristiques mécaniques minimales, il est important de bien comprendre l'effet d'éventuels défauts sur la rupture de ces composites et de quantifier cet effet; l'objet du présent mémoire portera essentiellement sur cette question.

1.1. Mode d'élaboration des composites à matrice d'aluminium renforcé de particules (CMAp)

C'est l'industrie aérospatiale qui, dans sa quête de matériaux légers aux propriétés mécaniques élevées, a commandité les principales recherches depuis 1960. Les recherches sur les composites portaient autant sur les méthodes de fabrication que sur la nature et les propriétés de ces derniers. Certains procédés sont totalement nouveaux, d'autres sont dérivés de procédés existants pour l'élaboration des métaux et leurs alliages; citons notamment: la métallurgie des poudres, les procédés d'infiltration, le rhéomoulage et le mélange dans le métal liquide. Voici une brève description de ces procédés d'élaboration:

- La métallurgie des poudres fait place à deux approches soit:
 - i) les procédés de mélange de poudres de matrice et de renfort suivis par une

densification séparée;

ii) les procédés de codéposition directe, la densification étant immédiatement consécutive à une atomisation des poudres de matrice liquide et du renfort (3,7,8,9).

- Les procédés d'infiltration qui consistent à imprégner des préformes de renfort par la matrice liquide pour obtenir des pièces finies. Les techniques d'imprégnation utilisent le vide ou des pressions plus ou moins élevées (3).
- Le rhéomoulage où l'on incorpore les particules de renfort dans la matrice semi-solide en utilisant une agitation intense (3,9).
- Finalement les procédés de mélange dans le métal liquide consistent à incorporer les particules de renfort par malaxage dans l'aluminium liquide. La plus connue des méthodes de fabrication par mélange dans le métal liquide de CMAp est celle utilisée par Duralcan (1,9). Cette filiale d'Alcan possède une usine de production à grande échelle; elle est la première et présentement la seule usine de production de CMAp dans le monde. Le mélange se fait sous vide (9).

La plupart des composites et leurs procédés d'élaboration associés, découlant essentiellement de la recherche pour des applications aérospatiales et militaires, ont des coûts trop élevés pour être compétitifs sur les marchés visant la production de biens de consommation. Cependant parmi les nombreuses techniques de fabrication développées et étudiées pour réaliser les CMAp, le mélange des particules à la matrice sous forme liquide est la plus prometteuse puisqu'elle permet d'obtenir de bonnes propriétés associées à un

faible coût de revient.

Au début des années '80, l'industrie des transports, notamment l'automobile, s'est intéressée aux CMAP avec l'arrivée sur le marché des nouvelles céramiques fabriquées par frittage (compactage de poudres) (3). Ces céramiques possèdent de bonnes propriétés mécaniques et sont relativement peu dispendieuses. Parmi ces céramiques mentionnons le carbure de silicium. Les composites à matrice d'aluminium renforcés de particules et fibres de SiC font donc l'objet d'un grand intérêt depuis une dizaine d'années. Les composites Duralcan font partie de cette classe de composites. Le présent mémoire s'intéresse particulièrement à l'effet des défauts sur les propriétés mécaniques de ces composites.

1.2. Nature des CMAP

Ce sont les propriétés du renfort et de la matrice qui donnent les caractéristiques et la nature du composite. La mise en commun des propriétés de ces derniers ne se fait pas nécessairement de façon favorable, le choix de chaque constituant dépend de leur nature. Cet aspect des CMAP est complexe et fait l'objet d'un grand nombre de recherches, il ne sera pas traité dans le cadre de cette étude. Voici par contre une présentation des constituants, renfort et matrice, du composite Duralcan F3S.20S avec un aperçu de leurs propriétés, incluant celle du composite lui-même.

1.2.1. Renfort

"La raison principale qui a intéressé l'industrie face à l'utilisation des renforts discontinus est la possibilité d'utiliser les procédés d'élaboration peu coûteux, semblables à ceux utilisés pour les alliages conventionnels" (3). De plus, les renforts de particules sont très utilisés puisqu'ils sont facilement incorporés au composite et qu'ils donnent des

caractéristiques isotropes à ce dernier. La quantité de particules de renfort est donnée en pourcentage volumique. La fraction volumique de renfort est mesurée après dissolution sélective de la matrice (norme ASTM D3553-76). Les particules de renfort ont généralement des géométries quasi isotropes [facteur l/d (longueur/diamètre) compris entre 0,2 et 1]. Ces morphologies peuvent être de type sphérique ou aciculaire. Dans les composites à matrice d'aluminium, les renforts particuliers les plus utilisés sont le carbure de silicium et l'alumine de morphologie sphérique ou aciculaire(3).

Le renfort utilisé dans le composite Duralcan F3S.20S, étudié dans le cadre de ce travail, est le carbure de silicium (SiC).

Le SiC est une néo-céramique qui a été développée il y a une trentaine d'années. On le fabrique par un frittage chimique à haute température, supérieure à la température de fusion du silicium, d'un mélange de poudres de SiC, de graphite et de silicium (2). Le tableau 1 donne un aperçu des caractéristiques du SiC sous forme de particules.

Caractérisé par une très grande dureté, le carbure de silicium est le solide le plus dur après le diamant. Il possède une bonne conductivité thermique, comparable à celle de certains alliages métalliques, ce qui est exceptionnel, car les céramiques sont généralement des isolants thermiques(2). Une autre propriété favorable au SiC est sa faible densité, qui est proche de celle de l'aluminium.

Tableau 1 - Caractéristiques des particules de SiC.

nature chimique	densité	E	Rm	Dureté	coef. exp.therm.	pt fusion
SiC	3,2	480 GPa	2-3 GPa	2700 br.	4,5 um/m K	2300 C

avec E: module d'élasticité et Rm: résistance maximale

Source: voir les références 2 et 4.

Finalement les propriétés mécaniques du SiC sont très élevées, ce qui en fait un excellent matériau de renfort.

1.2.2. Matrice

"Au cours de la fabrication du composite, il faut assurer une bonne cohésion aux interfaces entre matrice et renfort, sans dégrader ce dernier. La liaison particule-matrice doit être réalisée avec une matrice en phase liquide ou semi-liquide. Dans tous les cas, il faut que la température de fusion commençante ne soit pas trop élevée et que la matrice ne présente pas une réactivité trop importante avec le renfort. Si on ajoute à ces critères d'intérêt, des matériaux légers et à propriétés spécifiques élevées, on comprendra que, parmi les différentes matrices métalliques disponibles, l'aluminium et ses alliages occupent une place privilégiée comme matrice de composites pouvant notamment être utilisés dans le secteur des transports et pour les pièces en mouvement"(3).

De plus, les alliages d'aluminium sont très utilisés, l'industrie possède une bonne maîtrise des procédés et des techniques d'élaboration permettant d'optimiser leurs

Tableau 2 - Caractéristiques de l'alliage de fonderie 359 après traitements thermiques T6

nature chimique	densité	E	Rm	Dureté	coef. exp.therm.	pt fusion
Al 9Si 0,5Mg	2.68	72 GPa	310 MPa	130 br.	20,9 um/m K	600 C

avec E: module d'élasticité et Rm: résistance maximale

Source: voir la référence 4

propriétés. Ainsi, les alliages d'aluminium durcis par traitement thermique (précipité) sont très utilisés pour la fabrication des composites. Le tableau 2 présente quelques-unes des propriétés de l'alliage d'aluminium 359, qui est semblable à la matrice du Duralcan F3S.20S.

1.2.3. Composites

Le tableau 3 donne les propriétés du composite Duralcan F3S.20S fabriqué par mélange des particules de SiC à la matrice d'aluminium liquide.

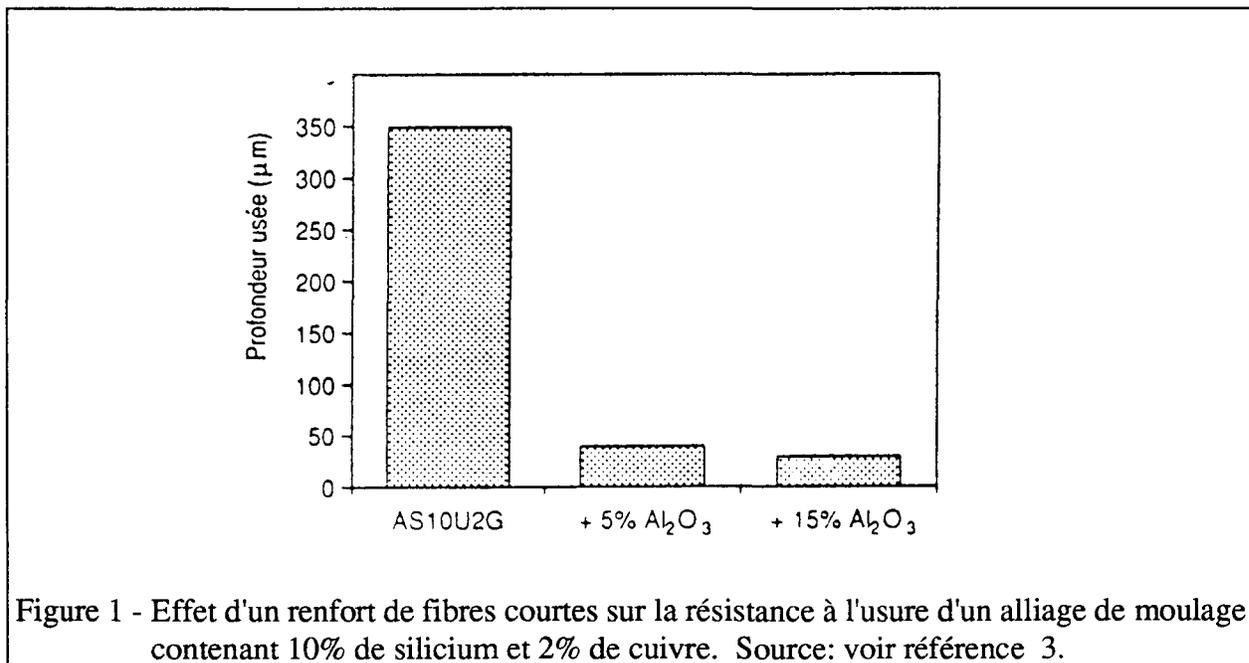


Tableau 3 - Caractéristiques du composite Duralcan F3S.20S, après traitements thermiques T6.

nature chimique	densité	E	Rm	Dureté	coef. exp.therm.	pt fusion
359 + 20%v SiC	2.75	99 GPa	350 MPa	130 br.	17,3 um/m K	600 C

avec E: module d'élasticité et Rm: résistance maximale

Source: voir référence 5

La figure 1 permet de comparer la résistance à l'usure d'un alliage d'aluminium avec

ou sans renfort d' Al_2O_3 . On note la grande amélioration de la résistance à l'usure dû à la présence des renforts dans l'alliage. La résistance à l'usure de l'alliage est alors meilleure que celle d'une fonte NiResist (3). Cette résistance à l'usure est une caractéristique importante des composites renforcés de particules.

Ce qui distingue notamment le composite de son alliage équivalent (l'alliage de fonderie 359), en plus de sa grande résistance à l'usure, c'est sa rigidité (augmentation de 50%), ses propriétés mécaniques à haute température (voir la fiche technique du Duralcan en annexe) et sa faible ductilité ($A < 1 \%$). Nous verrons dans le paragraphe suivant comment certaines de ces caractéristiques peuvent avantager les CMAp.

1.3. Importance de ces composites commerciaux

La rigidité des structures et des composantes est une caractéristique importante, en plus de la ténacité, de la résistance maximale à la traction ou à la fatigue, pour l'atteinte de performances élevées. En plus, l'atteinte de ces performances doit se faire avec une réduction de masse, dans le domaine des transports, pour justifier l'utilisation de nouveaux matériaux. Lorsqu'un matériau rencontre ces exigences de rigidité et de réduction de masse par rapport aux matériaux conventionnels, on peut considérer que ce nouveau matériau sera considéré et aura sa place auprès des consommateurs si le rapport coût/bénéfice est favorable. L'augmentation de la rigidité d'une structure ou d'une composante offre comme avantage secondaire de changer son mode de vibration. Ainsi, la fréquence naturelle de vibration (la résonance) de cette structure ou composante se trouve à être déplacée vers les hautes fréquences ce qui minimise les risques d'excitation vibratoire et les problèmes qui en découlent: bruit et usure prématurée.

Des exemples de marchés pour le composite, exigeant des pièces dont le ratio masse/rigidité est faible, se retrouvent notamment dans les pièces d'équipement, dans l'aviation, support de caméra, arbre d'entraînement de véhicule, cadre de bicyclette. La figure 2 présente des exemples de ces pièces.

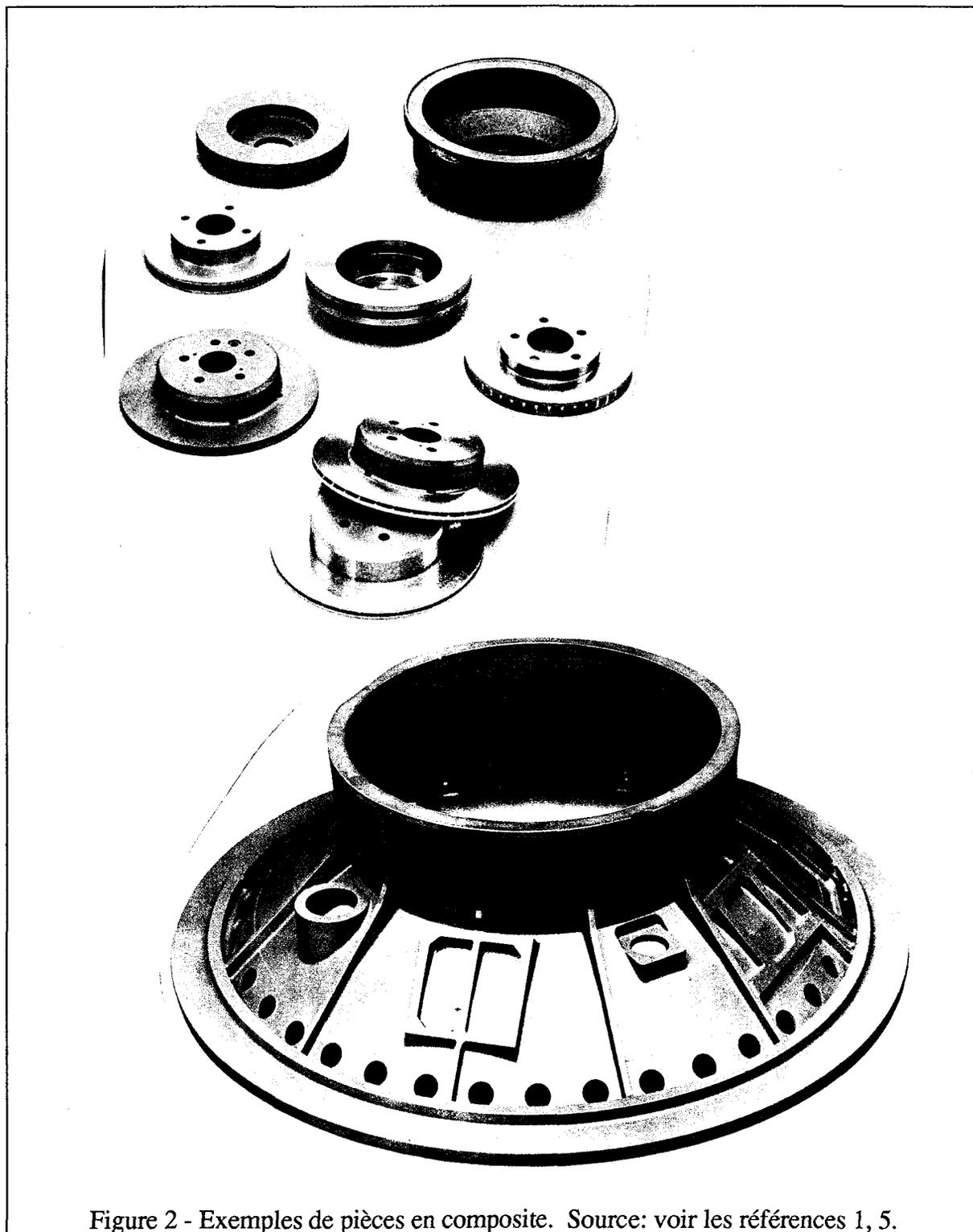


Figure 2 - Exemples de pièces en composite. Source: voir les références 1, 5.

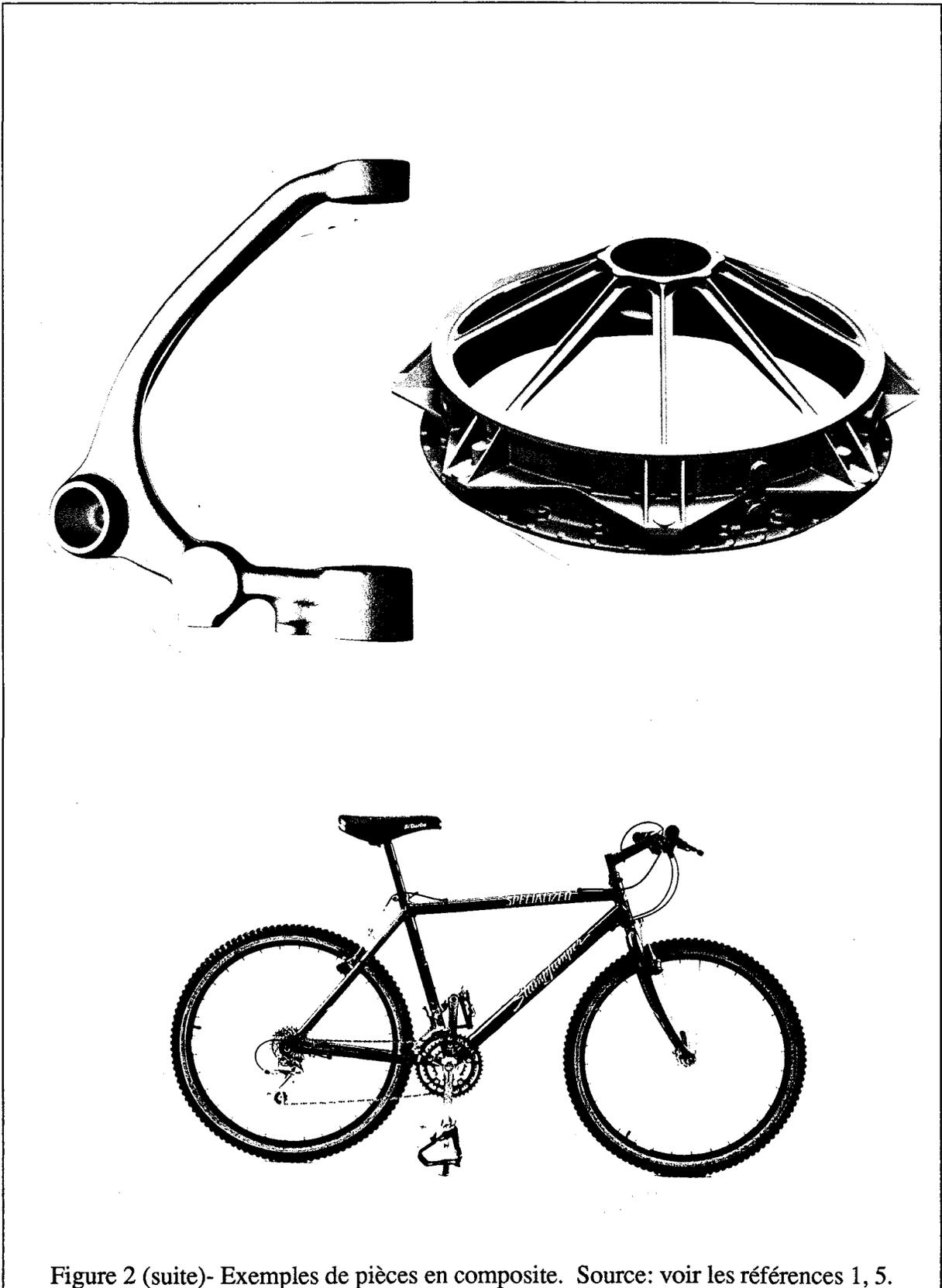


Figure 2 (suite)- Exemples de pièces en composite. Source: voir les références 1, 5.

La résistance à l'usure du composite est attribuable à la grande dureté des particules de céramique solidement liées à la matrice ductile d'aluminium. Cette résistance à l'usure permet d'entrevoir un vaste marché pour les composites, comme pièces de frottement dans le domaine des transports principalement. Dans les transports, ces composites à base d'alliage d'aluminium sont avantagés par leur faible densité. Les pièces de frottement, par exemple les disques de freins et d'embrayage, sont fabriquées conventionnellement en fonte dont la densité est environ trois fois plus grande que celle du composite. La diminution de masse d'une composante mobile se traduit par une diminution de la charge (des contraintes) aux appuis. Donc diminuer la masse d'un disque de frein (en substituant la fonte par un CMAp) permettrait probablement de réduire la masse du ressort et de l'amortisseur. En plus, la diminution de la masse de ces composantes mobiles résulte en une réduction de leur inertie, ce qui permettra une diminution de la consommation d'énergie des véhicules. Mentionnons le marché potentiel considérable des CMAp dans les disques de freins d'automobile, marché qui ne tardera pas à s'ouvrir dans les années à venir étant donné les exigences toujours grandissantes au niveau de l'économie d'énergie et en matière d'environnement.

Les procédés d'élaboration des composites d'aluminium renforcés de particules (CMAp) qui sont proches des techniques conventionnelles de fonderie, notamment celui du Duralcan, permettent de réaliser les CMAp à moindres coûts. Ils sont donc considérés et ils devraient prendre une part du marché des matériaux existants, citons notamment la venue prochaine du Duralcan en remplacement de la fonte pour les disques de freins des automobiles.

Cependant, comme pour tous les matériaux nouveaux d'ingénierie, l'introduction de

ces composites implique la connaissance approfondie de l'effet des défauts sur les propriétés mécaniques. Ici on entend principalement par défauts les inclusions, les peaux d'oxydes, les pores.

1.4. Effet des défauts

Les matériaux sont sujets à la présence de défauts qui peuvent avoir un impact plus ou moins important sur les propriétés mécaniques. Ainsi, il est présenté, ici, un aperçu de la connaissance de l'effet de défauts dans le cas des alliages de fonderie Al-Si et dans le cas des CMAp. Il est nécessaire, pour la compréhension de ce travail, d'ouvrir une parenthèse afin de définir un outil, soit l'indice de qualité. Cet indice de qualité, indice Q, s'est avéré utile dans le cas des alliages de fonderie 356 et 357, afin de présenter l'effet de facteurs, notamment les peaux d'oxydes, ayant une influence sur les propriétés mécaniques en tension.

1.4.1. Indice de qualité

Il est possible d'exploiter d'une manière plus efficace l'information contenue dans les résultats de l'essai de traction en les considérant globalement. "Les résultats des essais de traction, charge de rupture (R), allongement (A) et éventuellement limite d'élasticité, sont en général considérés séparément que ce soit lorsqu'on veut juger de la qualité d'un alliage ou lorsqu'on veut mettre en évidence l'influence d'un paramètre quelconque: composition, élaboration, refroidissement, traitement thermique, etc." (15). La représentation de ces résultats dans le diagramme (R, A) rendent plus aisés la distinction de deux groupes de résultats, lorsque ces deux groupes sont peu différents. Cette distinction provient de l'existence dans le diagramme allongement-rupture de directions privilégiées qui ont été définies comme étant la limite de l'élasticité probable et l'indice de qualité. On voit sur le

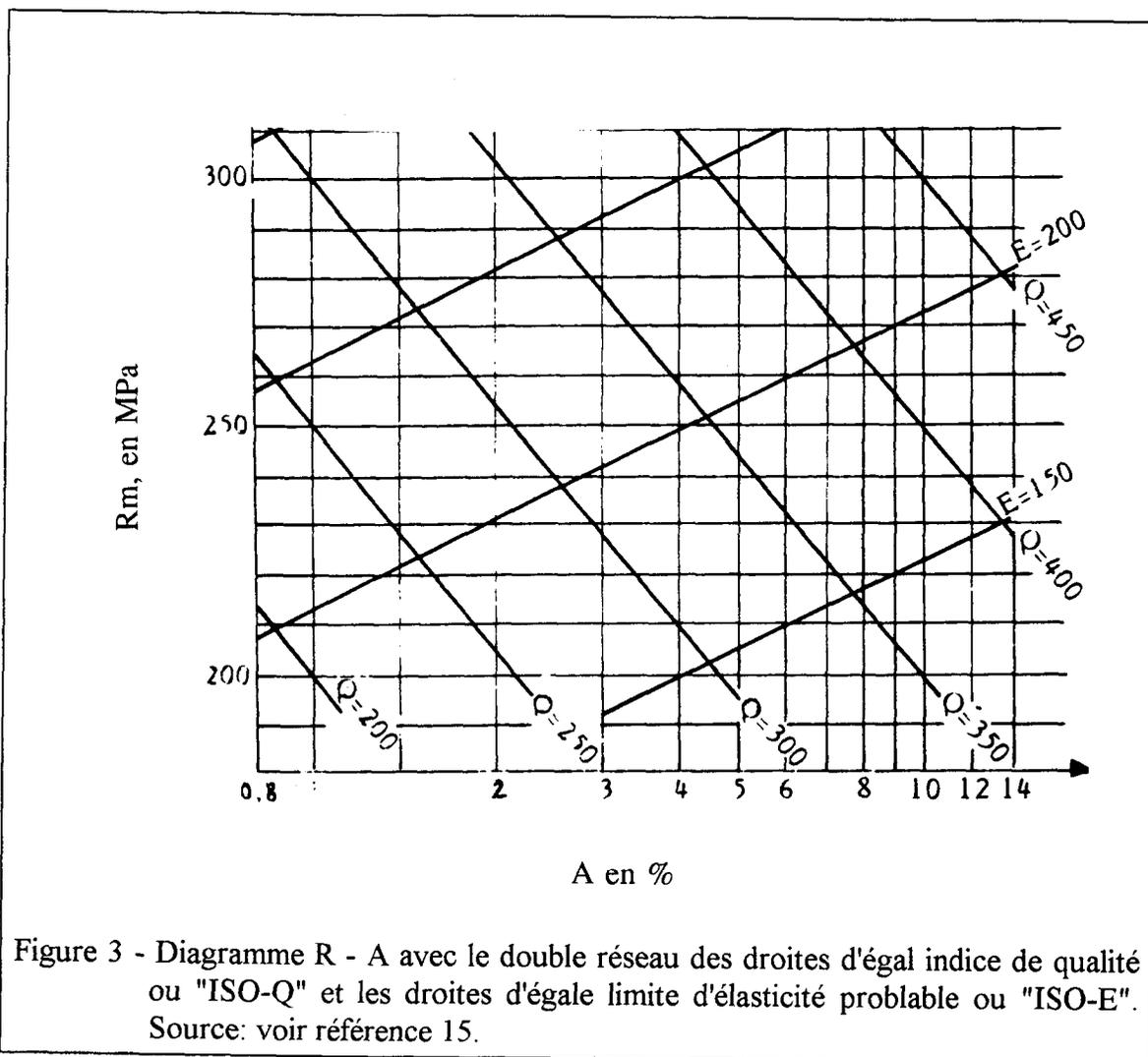


diagramme (R, A) de la figure 3, où les allongements sont portés sur une échelle logarithmique, la présence de deux réseaux de droites parallèles: les droites d'égal indice de qualité ou "ISO-Q" et les droites d'égal limite d'élasticité probable ou "ISO-E". Ces deux réseaux constituent donc le nouveau système de coordonnées et un point quelconque du diagramme peut être défini soit par R et A, soit par E et Q. L'indice de qualité caractérise la pièce (ou plutôt la partie de pièce) indépendamment du degré de durcissement qu'on lui a donné par traitement thermique. C'est en effet la charge de rupture qu'elle aurait si on lui donnait par un traitement thermique fictif un allongement standard de 1%. L'indice dépend essentiellement de la compacité de la pièce et de la finesse de sa structure et il est

pratiquement déterminé par les conditions de sa solidification. Inversement la limite d'élasticité caractérise le degré de durcissement, elle dépend avant tout de la composition (notamment de la teneur en magnésium), de la durée et de la température de revenu. On voit qu'indice de qualité et limite d'élasticité sont indépendants l'un de l'autre et sont bien plus directement que R et A en relation avec l'état physique de l'alliage. C'est pour cela qu'il facilite l'interprétation des résultats de l'essai de traction (10).

L'indice de qualité provient de la relation qui relie la charge de rupture à l'allongement. Cette relation correspond, comme on l'a vu, à une droite, lorsque l'allongement est porté sur une échelle logarithmique. L'expression de cette droite est la suivante:

$$R = Q - K \log A \quad (1)$$

K correspond à la pente de la droite, **A** est l'allongement exprimé en pourcentage. Comme mentionné précédemment, **Q**, exprimé en MPa, est la charge de rupture correspondant à un allongement de 1%.

D'après Drouzy et al (15), l'indice de qualité pour les alliages de la famille 356 et 357, possède une valeur de **K** égale à 150 MPa, ce qui donne l'expression suivante:

$$Q = R + 150 \log A \quad (2)$$

Pour préciser les valeurs de **Q** et de **K**, il a fallu un grand nombre de données expérimentales suivies d'analyses statistiques. Ces analyses ont conduit à l'expression 2. Dans le cas du Duralcan on ne dispose pas de suffisamment de données pour obtenir des

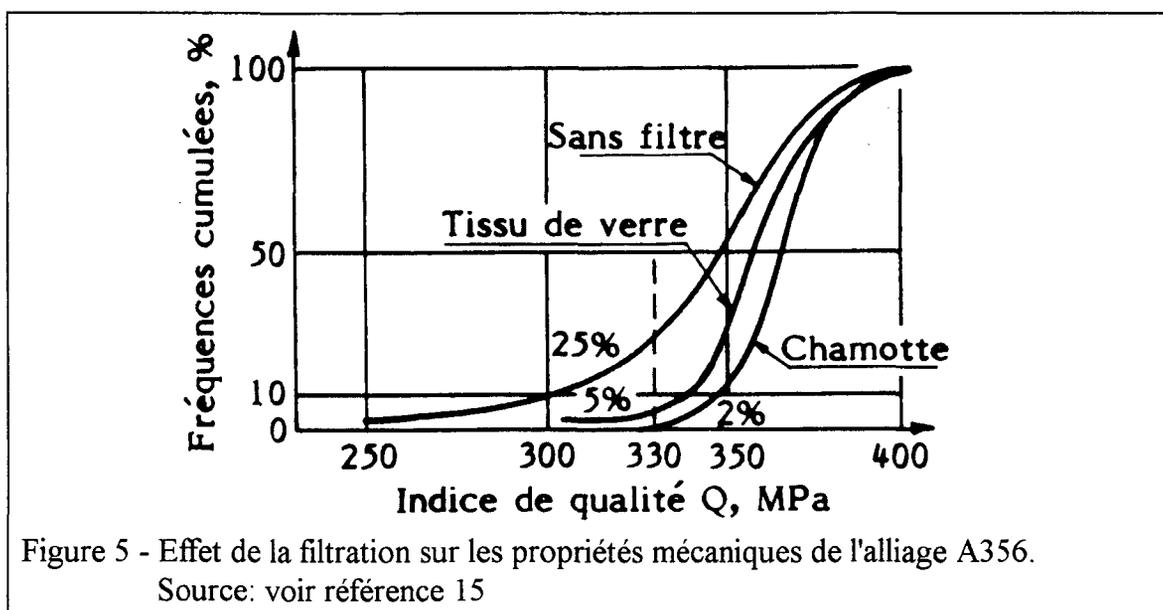
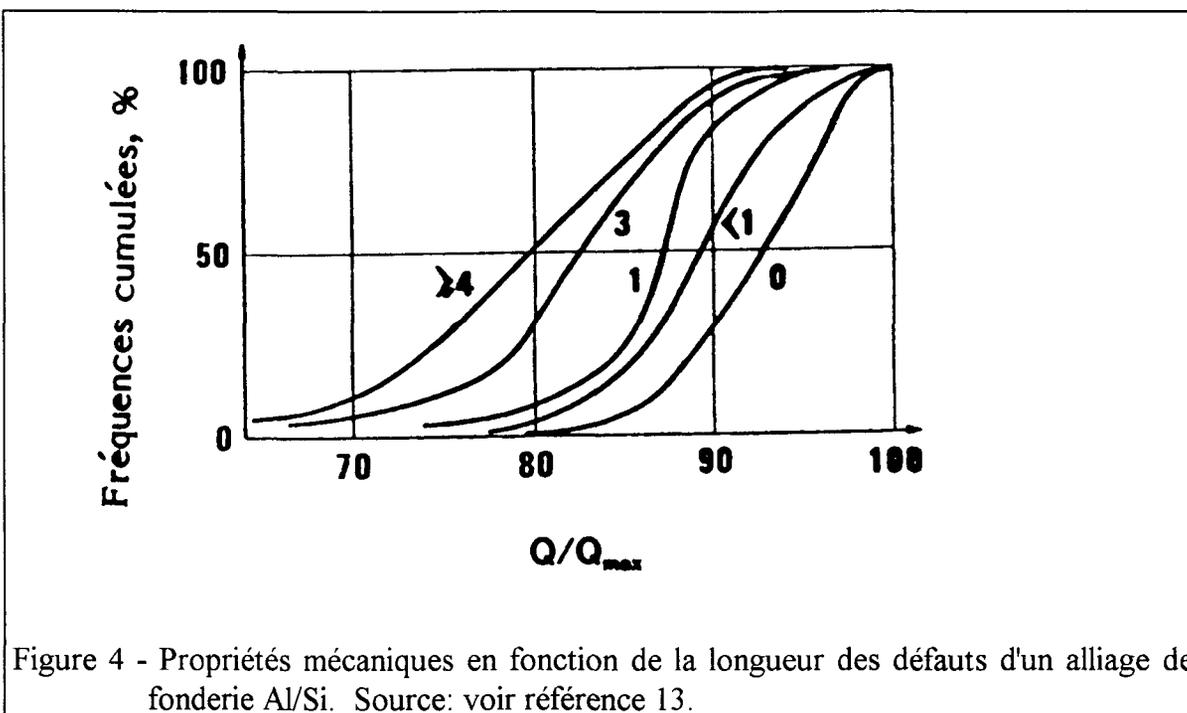
courbes d'iso Q. Cependant on peut supposer qu'il y a similitude entre le comportement du composite et celui des alliages 356 et 357. Comme l'allongement à la rupture (A) est inférieur à 1 % on ne peut utiliser directement cette relation car la valeur de $\log A$ serait négative. En fait les allongements du composite sont environ dix fois plus faible que ceux de l'alliage pour lequel l'indice Q est défini. Pour conserver le même type de relation nous avons donc multiplié les allongements par un facteur dix. Nous définirons donc l'indice Q du composite:

$$Q^* = R + K^* \log (10 A) \quad (3)$$

A ce stade du travail nous poserons pour fin de discussion que: $K^* \approx K$, donc $K^* \approx 150$ MPa.

1.4.2. Cas des alliages de fonderie Al-Si

Dans le cas des alliages de fonderie Al/Si de type A356 et A357, Devaux et al (13) ont réalisé l'examen fractographique à faible grossissement de plusieurs centaines d'éprouvettes de traction afin de tracer des courbes donnant les propriétés mécaniques en fonction de la longueur des défauts. Leurs résultats sont reportés sur le graphique de la figure 4. On note que les défauts considérés sont de l'ordre du millimètre. La figure 5, qui présente l'effet de deux types de filtration sur l'indice de qualité, montre une diminution très importante des basses valeurs suite à la filtration. Pour une valeur seuil de 330 MPa, le taux de rejet passe de 25 % lorsque le métal n'est pas filtré, à 5 et 2 % pour une filtration avec tissus de verre et grains de chamotte respectivement.

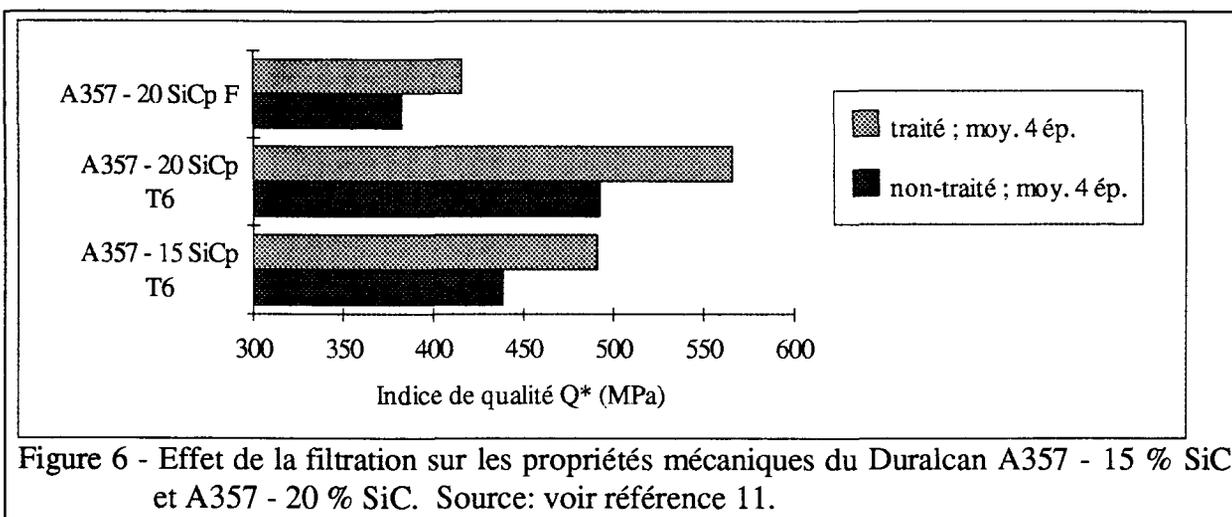


1.4.3. Cas du composite Al-SiCp

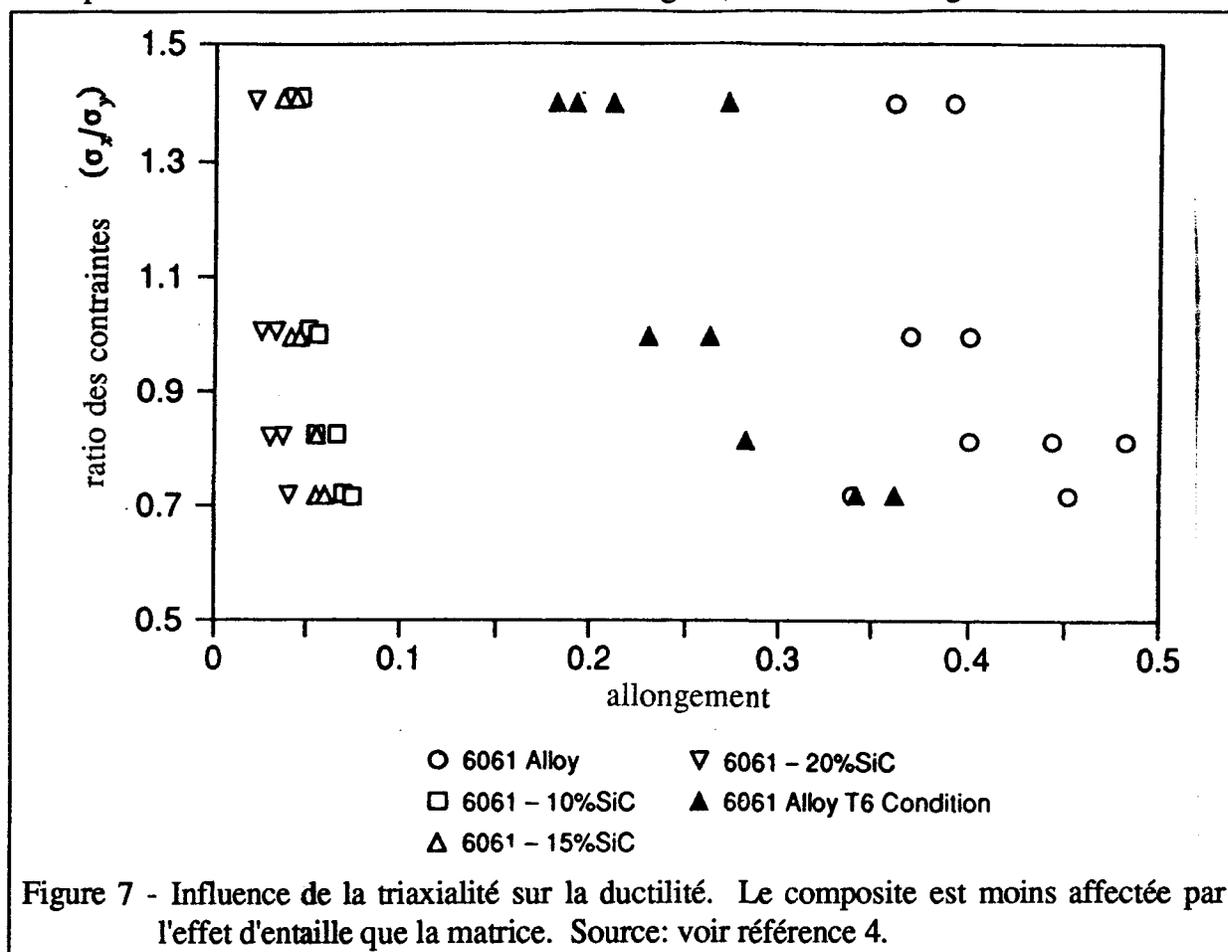
Les travaux de Bloyce et Summer (11) portant sur l'effet de la filtration sur les propriétés mécaniques du Duralcan A357-15%SiC et A357-20%SiC, ont permis de montrer une amélioration significative de ces propriétés suite à la filtration du composite au moment

de sa mise en moule. Les résultats qu'ils ont obtenus sont présentés à la figure 6 à l'aide de l'indice de qualité. Sur le graphique de cette figure 6, on note que le réhaussement de l'indice de qualité suite à la filtration est de l'ordre de 10 %. Par contre, les auteurs susmentionnés ne caractérisent pas les défauts ou inclusions qui ont été enlevés par la filtration.

Pour leur part, Kennerknecht et Dumant (12) mentionnent que les méthodes traditionnelles de mesure de défauts tels les ultrasons, la filtration, et les solidifications à pression réduite ne sont pas facilement applicables aux composites. Ils affirment que l'examen des surfaces donne les mêmes résultats, bien que les peaux d'oxydes soient au moins aussi nombreuses que dans les alliages traditionnels de fonderie.



Dans le cas des phénomènes de rupture, Lloyd (14) suggère que l'origine de la rupture est localisée dans les zones à fortes densités de particules étant donné la grande triaxialité dans ces zones. De fait, il a montré que la ductilité du composite est beaucoup moins affectée par l'effet d'entaille que celle de la matrice (figure 7). Ce type de comportement se retrouve dans les matériaux fragiles, comme la fonte grise.



1.5. Phénomènes et problèmes liés à la production des CMap

L'atteinte des objectifs cités demande l'établissement d'une méthodologie qui permettra de bien isoler l'effet éventuel de défauts extrinsèques au composite, notamment ceux associés aux films d'oxydes et aux inclusions. Donc, afin d'établir cette méthodologie, on a examiné les caractéristiques intrinsèques du composite en analysant les phénomènes et

problèmes liés à la production des CMAp.

1.5.1. Propreté de la matrice métallique

Comme on peut s'y attendre, la propreté de la matrice est d'une importance primordiale pour le composite, étant donné la difficulté à réaliser des traitements de nettoyage et/ou de dégazage dans ce dernier. Les facteurs affectant la propreté sont la présence de peaux d'oxydes, les inclusions (morceaux réfractaires, résidus de flux) et les impuretés (fer). Dans le cas qui nous intéresse, on mentionne qu'il existe toujours des peaux d'oxydes en suspension dans les alliages d'aluminium, résultat des procédés et opérations d'élaboration. Une fois solidifiées dans le composite, ces peaux d'oxydes constituent autant de lieux propices à l'amorce de la rupture. On doit, de ce fait, connaître en profondeur le comportement de ce composite vis à vis ce type de défauts afin de mettre en place les traitements nécessaires à leur contrôles.

1.5.2. Structure de l'interface SiC/Al

En raison de la grande réactivité chimique de l'aluminium, plusieurs types de renforcement et d'alliage de matrice ne sont pas compatibles. Ainsi la fabrication d'un composite demande de connaître les propriétés de l'interface entre le renfort et la matrice (3,4).

La base de connaissances existantes sur les mécanismes de cohésion des systèmes céramique-métal tel que SiC/Al est limitée. La raison en est la controverse entourant la nature exacte et la composition de l'interface i.e. l'incertitude concernant l'existence de couches de SiO_2 , de Al_4C_3 , ou d'une interface directe SiC/Al (18). Rohatgi et Asthana (18) ont récemment effectué une revue détaillée de l'état des connaissances sur la nature de

l'interface SiC/Al. Voici les principaux éléments qu'ils ont retenus:

Li, Arsenault et Jena (19) ont présenté un modèle semi-quantitatif pour la cohésion entre SiC et Al du point de vue atomique. L'interface SiC/Al peut être formée par des surfaces de différentes orientations cristallographiques de SiC et Al. Les particules de SiC ont une structure hexagonale (alpha) et six formes polymorphiques différentes. Les interfaces peuvent être formées entre les couches C et Al ou entre les couches Si et Al. Les interfaces formées par toutes les orientations des surfaces de SiC et Al ont un maillage imparfait "mismatch". En minimisant l'énergie totale des groupements d'atomes, l'équilibre des séparations entre les couches d'atomes adjacents à l'interface et leur énergie d'adhésion peut être déterminé pour différentes orientations cristallographiques, aussi bien que pour des variations de la composition atomique à l'interface SiC/Al.

L'énergie nécessaire pour créer une interface entre SiC et Al est définie par:

$$D_E = (E_{Al} - E_{SiC}) - E \quad (4)$$

où E_{Al} et E_{SiC} sont les énergies totales des groupements atomiques de Al et SiC respectivement et E est l'énergie totale du composite Al/SiC.

La reconstruction de l'interface par la distorsion atomique peut se produire soit par l'introduction de dislocations à l'interface ou par l'accommodation de l'énergie de tension des maillages imparfaits "misfit and long-range strain field".

En utilisant leur modèle semi-quantitatif, Li et Arsenault ont obtenu l'énergie de cohésion théorique entre SiC et Al de $0,155 \text{ eV}/\text{Å}^2$ et $-0,008 \text{ eV}/\text{Å}^2$ pour les dislocations "misfit and long-range strain field approximation" respectivement. Puisqu'une énergie de cohésion négative indique qu'il n'y a pas d'adhésion, la génération des dislocations est le mécanisme probable d'adhésion. L'énergie de surface de l'interface reconstruite SiC/Al ainsi obtenue est de 2 à 3 fois plus grande que Al. Ce résultat est en accord avec les études expérimentales de Flom et Arsenault qui ont trouvé que la force de l'interface SiC/Al est supérieure à la résistance de l'interface Al/Al.

Bien qu'on ne dispose pas de résultat expérimental, ce modèle

semi-empirique permet d'avoir un aperçu de la configuration atomique à l'interface Al/SiC. On peut également, à partir de ce modèle, estimer la résistance de la cohésion à l'interface d'un système céramique-métal.

1.5.3. Rhéologie

La rhéologie, étude de la viscosité de la matière, des CMAP élaborés par mélange a été réalisée en détail par Lloyd (14). Voici, comment ce chercheur décrit la rhéologie de ces composites:

La rhéologie de l'aluminium liquide est Newtonienne, avec une viscosité de 10^{-3} poise. Toutefois, lorsque les particules sont ajoutées à l'aluminium liquide, la viscosité du mélange augmente de façon significative, et devient non Newtonienne. Le mélange d'aluminium liquide avec 15% de particules de SiC possède une viscosité supérieure à 10 poises pour une faible vitesse d'agitation et diminue avec l'augmentation de la vitesse d'agitation. De plus la viscosité augmente lorsque l'on augmente la fraction volumique de particules, ou lorsque l'on diminue la taille des particules. La viscosité du composite liquide suggère que le composite possède une structure propre, possiblement une forme d'agglomération des particules, qui contrôle sa viscosité. La rhéologie du composite a plusieurs similitudes avec celle des alliages semi-solide non-renforcie de particules, mais n'est pas comprise dans tous ses détails.

Cette caractéristique est importante en regard de la taille des particules et de leur fraction volumique lors de la fabrication de ces composites. Toutefois, bien que la viscosité du composite soit non-newtonnienne, la coulabilité du F3S.20S est comparable à celle des alliages de fonderie 356, étant donné que le F3S.20S possède un haut pourcentage de silicium (8,5 à 9,5 %).

1.5.4. Réactivité des composantes du mélange

La très grande réactivité de l'aluminium liquide est un aspect important dans le choix des éléments d'additions et des particules de renfort ainsi que des paramètres de fabrication, température et temps. Dans le cas d'un mélange Al-SiC, l'équation d'équilibre est la suivante:



L'aluminium liquide réagit avec le SiC pour former du carbure d'aluminium (Al_4C_3) et il y a libération de silicium. Le carbure d'aluminium peut probablement contribuer à diminuer la coulabilité du composite. Si la quantité de silicium dans l'alliage d'aluminium de la matrice est suffisamment élevée, alors la réaction entraînant la formation d' Al_4C_3 n'est pas favorable et il n'y aura pas de dégradation du SiC. Des calculs thermodynamiques ont montré que de 10 à 12 % de silicium sont nécessaires pour obtenir la stabilité aux températures de fabrication. En pratique, la cinétique de la réaction est plus importante et est fonction de la température et du temps de maintien à cette température, ce qui fait varier la quantité de silicium nécessaire pour obtenir la stabilité chimique (14). A l'état solide, la réaction de l'aluminium avec le SiC ne pose pas de problème puisque qu'elle n'est pas favorable du point de vue thermodynamique.

1.5.5. Sédimentation lors de l'arrêt du brassage

Le dépôt et la sédimentation des particules de renfort se produisent lors de l'arrêt du brassage puisque ces dernières sont plus lourdes que l'aluminium liquide. Le dépôt des particules a été modélisé par Richardson et Zaki et la vitesse des particules V_c est donnée par la relation suivante (14):

$$V_c = V_o(1-f)^n \quad (6)$$

où V_o est la vitesse de Stokes, f est la fraction volumique de particule et n est facteur du nombre de Reynolds, de la dimension des particules et du diamètre du récipient (14). On note que n augmente avec l'augmentation du diamètre des particules. En pratique, la situation est compliquée par le fait qu'il existe une distribution de la taille et de la forme des particules.

En gros, la descente des particules irrégulières déplacent le liquide, ce qui peut influencer le taux de dépôt des autres particules. L'équation montre aussi que la sédimentation devient un problème plus important pour de faibles fractions volumiques. Le taux de dépôt obtenu expérimentalement est en accord avec l'équation, mais il tend à être le double de celui de la valeur théorique.

La sédimentation n'est pas un problème au moment de la fabrication dû à la turbulence créée par l'agitateur mais elle peut devenir importante lors des opérations subséquentes de transfert du métal.

1.5.6. Effet du mouvement de surface

L'élaboration et la refonte des CMAp fabriqués par malaxage nécessitent une agitation presque continue du bain de fusion pour maintenir une distribution homogène des renforts. Cette agitation produit des perturbations qui risquent de créer un mouvement à la surface du bain. Ce mouvement de la surface, s'il se produit, peut résulter en l'introduction de deux types de défauts potentiels soit: des peaux d'oxydes et des bulles de gaz.

1.5.6.1. - Oxydes entraînés sous forme de films d'oxydes

La propriété de l'aluminium liquide à s'oxyder au contact de l'air fait qu'il existe toujours une peau d'oxydes qui recouvre toute la surface du bain. Lors des opérations d'élaboration et de refonte des CMAp il existe un danger potentiel qu'un mouvement de surface vienne briser cette peau et entraîner des fragments à l'intérieur du mélange.

1.5.6.2. - Gaz entraîné à l'intérieur du mélange

L'entraînement de gaz, principalement de l'air, peut se faire de deux façons dû au mouvement potentiel de la surface. Premièrement, le mouvement de la surface peut produire un remou ou une dépression qui permet l'intrusion de bulles de gaz. Deuxièmement, l'entraînement de fragments de peaux d'oxydes de surface, tel que décrit précédemment, peut se faire en enveloppant des bulles de gaz. Ces bulles de gaz se trouvent ainsi jumelées à un repli de peaux d'oxydes.

1.5.7. Conditions de solidification (ségrégation des particules)

La distribution des particules est soumise à l'effet d'un phénomène majeur qui est le rejet des particules en avant du front de solidification. La solidification du composite, contrôlée par la matrice d'aluminium, se fait par la croissance des bras dendritiques. Donc le rejet des particules en avant du front de solidification conduit à l'emprisonnement et à l'accumulation de ces dernières dans les régions inter-dendritiques (14,18, 20). La taille des bras dendritiques, zones sans particules, dépend de la vitesse du front de solidification. Par conséquent, le taux de refroidissement exerce une influence sur la distribution des particules de renfort. De ce fait, la plupart des composites renforcés de particules possèdent une distribution des renforts qui n'est pas homogène à l'échelle microscopique. Plusieurs des propriétés de ces composites découleraient de cette distribution hétérogène des renforts. Les chercheurs Wang et Zhang (20) citent, notamment, la très forte consolidation pour de

faibles allongements et la faible ductilité du composite.

1.6. Objectif général

L'objectif général de l'étude vise à *contribuer à une meilleure compréhension du rôle des défauts sur les caractéristiques mécaniques des composites à matrices d'aluminium renforcé de particules (CMAp) de type Al-Si / SiCp.*

1.7. Objectifs spécifiques

- 1 - *Préciser la concentration, la géométrie, les dimensions, la nature et le rôle que jouent les inclusions dans la zone de fracture d'une éprouvette de traction Al-Si / SiCp obtenue par moulage (d'un intérêt fondamental pour la mise en valeur du composite Al-Si / SiCp Duralcan F3S.20S).*
- 2 - *Établir des corrélations entre les défauts visibles aux rayons-X et le bris des éprouvettes de composite.*
- 3 - *Contribuer à mettre au point des méthodes de contrôle de la qualité applicables au CMAp (comme par exemple un indice de qualité tel que mis au point pour l'alliage Al-Si, par Jacob et al..).*
- 4 - *Contribuer à une meilleure compréhension de l'effet des défauts sur la fiabilité des caractéristiques mécaniques des composites Al-Si / SiCp.*

1.8. Portée de l'étude

Afin de rencontrer les objectifs visés par cette étude, ce travail porte sur deux cents éprouvettes moulées dans les mêmes conditions à partir de trois lots de composite Duralcan F3S.20S. Chaque éprouvette est examinée aux rayons X, puis soumise à un essai de traction normalisé. Par la suite, toutes les surfaces de rupture des éprouvettes sont

examinées visuellement et au stéréoscope afin de bien caractériser l'origine de la rupture. Finalement des examens micrographiques sont effectués sur une dizaine d'éprouvettes.

L'analyse de l'effet des défauts est effectuée notamment en fonction de leur taille et de leur incidence sur les propriétés mécaniques en traction. La distribution statistique des résultats est présentée et discutée en référant à la théorie de la rupture.

2. MÉTHODOLOGIE

2.1. Facteurs intervenant dans l'élaboration du composite Al-Si/SiCp

On a soulevé un certain nombre de phénomènes et problèmes liés à la production du composite Al-Si / SiCp, soit:

- la propreté de la matrice métallique;
- la structure de l'interface SiC/Al;
- la rhéologie;
- la réactivité des constituants du mélange;
- la sédimentation lors de l'arrêt du brassage;
- l'effet du mouvement de surface;
 - oxydes entraînés sous forme de fragments de peaux d'oxydes;
 - gaz entraîné à l'intérieur du mélange;
- les conditions de solidification (ségrégation des particules).

Ces facteurs doivent être pris en compte et bien contrôlés afin d'en arriver à isoler l'effet des défauts sur les propriétés mécaniques du composite. Pour ce faire, l'échantillonnage provient de composites élaborés puis refondus à une échelle suffisamment grande, afin d'obtenir des conditions connues et bien contrôlées et ainsi s'assurer que les facteurs ci-haut mentionnés ne varient pas de façon significative d'une éprouvette à l'autre.

Voyons maintenant en détail chacun des aspects intervenant dans la méthodologie.

2.2. Nombre d'échantillons requis

Le problème consiste, a priori, à déterminer le nombre d'échantillons suffisants afin de quantifier l'effet des inclusions sur les propriétés mécaniques. Voici, à titre d'information et avant d'entreprendre la détermination du nombre d'échantillons, comment on définit les valeurs des propriétés mécaniques que l'on retrouve dans l'industrie.

Au départ, on mentionne que les valeurs tabulées, comme normes ou standards pour un matériau donné, sont des valeurs minimales (seuils) de résistance, d'allongement ou de dureté. Sur ce point, l'American Society for Metals (ASM) (6) rapporte qu'il existe quatre niveaux de qualité pour les matériaux en fonction du type de traitement statistique utilisé pour définir les valeurs minimales acceptables des propriétés. Ces quatre niveaux portent les identifications suivantes: valeur A, valeur B, valeur S et valeur typique. Si le seuil est défini sur une base A, alors 99% des échantillons surpassent la valeur du seuil, et c'est avec un intervalle de confiance de 95%; si le seuil est défini sur une base B, alors 90% des échantillons surpassent la valeur du seuil avec un intervalle de confiance de 95%. Les valeurs S et typiques ne sont associées à aucune assurance statistique. La base A est celle acceptée par l'industrie de l'aluminium depuis qu'elle fut adoptée par Alcoa en 1950 (6).

Si on utilise la base A, un nombre de 100 échantillons, provenant de plusieurs lots et de différents producteurs, est nécessaire pour établir les valeurs de références (seuil) des propriétés, lorsque les résultats sont distribués normalement (6). Le calcul de la valeur minimale A (seuil), pour un échantillonnage de taille n distribué de façon normale, est réalisé en utilisant l'équation suivante:

$$A = \bar{X} - k_A s \quad (7)$$

où \bar{X} est la valeur moyenne des n observations, s est l'écart type et k_A est le facteur de tolérance unilatérale correspondant à une proportion de 0,99 pour la loi normale, associé à un coefficient de confiance de 0,95 (6).

L'équation 7 sera utilisée pour calculer les valeurs minimales (seuil) en fonction de la taille des défauts.

En se basant sur cette information, nous avons prévu utiliser 200 échantillons provenant de 3 lots de production. Ce nombre devrait être suffisant pour obtenir des résultats statistiques valables afin de mettre en évidence l'effet d'éventuels défauts sur les propriétés mécaniques du Duralcan F3S.20S.

Il est important de noter que dans le cadre d'une étude sérieuse, avec une envergure statistique, on doit effectuer un suivi de toutes les éprouvettes moulées. C'est-à-dire, si par exemple, une éprouvette se brise lors de l'usinage, on devra en déterminer la cause (présence de discontinuités) et éventuellement la considérer comme bris prématuré s'il ne s'agit pas d'une erreur de manipulation.

2.3. Production du composite

L'usine Dubuc, une division d'Alcan Aluminium limitée, produit le composite Duralcan à une échelle industrielle depuis plusieurs années par la méthode de malaxage. Le tableau 4 donne la composition chimique de la matrice d'aluminium du composite étudié, le F3S.20S.

Tableau 4 - Composition chimique de la matrice d'aluminium du composite Duralcan F3S.20S.

éléments	Si	Mg	Fe	Cu	Ti
%	8,5 - 9,5	0,5	0,2 max	0,2 max	0,2 max

Source: voir la référence 5.

Cette matrice est renforcée de particules de SiC ayant une taille moyenne de $12,8 \pm 1,0 \mu\text{m}$ avec 3% de particules plus grandes que $25,0 \mu\text{m}$ et 94 % de particules plus grandes que $5,0 \mu\text{m}$. L'aspect des particules de SiC (longueur:largeur) varie de 2:1 à 5:1.

Des échantillons sont recueillis tout au long de la coulée et soumis à des essais de contrôle de la qualité. Les principaux essais sont: la mesure de la composition chimique de la matrice, la mesure de la concentration volumique de céramique (SiC) et la vérification de la microstructure. Puisque ces opérations font partie du procédé de fabrication normalisé pour le Duralcan, ceci nous a permis dans le cadre de cette étude de nous concentrer sur l'effet des défauts sur les propriétés mécaniques en évitant d'avoir à considérer les autres facteurs déjà mentionnés au paragraphe 2.1.

La coulée du composite sous forme de lingot de 15 kg s'effectue après qu'il ait subi divers traitements de nettoyage visant à retirer une certaine quantité d'oxydes et d'inclusions. Il est important de noter que les résultats de cette étude permettront de fournir de précieux renseignements utiles à cette étape du procédé de fabrication, qui pour le moment sont tenus confidentiels.

2.4. Refonte

Le composite se présente sous la forme de lingots qui doivent être refondus puis moulés. Pour ce qui est de la refonte, elle est réalisée à une échelle pilote dans les laboratoires du centre de recherche et de développement d'Arvida (CRDA) d'Alcan international. Ces installations possèdent les infrastructures nécessaires à la production des deux cents échantillons requis par cette étude; ainsi on évite les difficultés intrinsèques à une méthode d'échantillonnage en laboratoire. De plus en profitant du savoir-faire des spécialistes qui ont développé une expertise dans ce domaine on peut obtenir des échantillons dont les caractéristiques sont représentatives des produits destinés au marché industriel.

Le four utilisé pour la refonte dans les installations du CRDA est chauffé par effet Joule; il possède un creuset d'une capacité de 320 kg. Les lingots de composite sont déposés au fond du creuset puis fondus après avoir été préchauffés pour en chasser l'humidité. Aussitôt que possible, un thermocouple est plongé dans le bain afin d'effectuer un contrôle attentif de la température et ainsi éviter tout dépassement de 750 °C , température au delà de laquelle il peut y avoir dégradation des renforts par une réaction chimique conduisant à la formation de carbure d'aluminium (Al_4C_3), un des facteurs qui aurait un effet indésirable sur les résultats de cette étude. Une fois le composite entièrement fondu, un agitateur de graphite est inséré dans le bain pour l'agiter afin de maintenir l'uniformité du mélange et éviter la sédimentation. La géométrie, la dimension, la profondeur et la vitesse de l'agitateur ont été optimisées afin d'éviter que la surface du bain se brise et que des remous entraînent l'oxyde de surface dans le mélange tout en assurant un niveau d'agitation suffisant au maintien des particules de SiC en suspension.

2.5. Moulage

Le moulage permet d'obtenir des éprouvettes normalisées pour essai de traction. Ces éprouvettes possèdent une section circulaire d'un diamètre de $12,5 \pm 0,25$ mm et une longueur de jauge de $50,0 \pm 0,1$ mm (ASTM E8-82). La longueur de jauge étant la zone qui subit la déformation lors de l'essai de traction.

Le moulage est réalisé par gravité dans deux moules permanents de marque "Stahl". Ces moules sont préchauffés à une température comprise entre 360 et 400 °C. Cette température de moule est optimale pour le composite F3S.20S, compte tenu de sa fluidité, pour obtenir une qualité de moulage adéquate.

La surface interne de chaque moule est recouverte d'un enduit qui sert de barrière entre le composite liquide et la surface du moule pendant qu'un film de métal solide se forme. L'enduit est utilisé pour cinq motifs soit (21):

- 1.- prévenir la solidification prématurée du métal;
- 2.- contrôler le taux et la direction de solidification des moulages et ainsi leur structure et leur intégrité;
- 3.- minimiser le choc thermique sur le matériel du moule;
- 4.- prévenir l'adhésion du composite avec le moule;
- 5.- évacuer l'air des cavités du moule.

Deux types d'enduits différents sont utilisés sur le moule, soit du "Stalhcoat" et du graphite le premier étant un enduit réfractaire couvrant la majeure partie du moule et le second un enduit conducteur thermique couvrant la zone correspondant à la section réduite

de l'éprouvette. L'état de l'enduit de chaque moule est soigneusement vérifié avant la refonte afin de s'assurer qu'il n'est pas écaillé ou rainuré.

Losque le bain de composite est complètement fondu et que l'agitation est stable, le moulage commence. Le contrôle de la température des moules est réalisé à tout instant grâce à un suivi de leur profil de température. On opère en effectuant un moulage à toutes les trois minutes de façon à ce que la température des moules n'exède pas 400 °C. Le remplissage se fait à l'aide d'une louche; dès que la solidification est suffisante on procède au démoulage, soit après 30 secondes environ.

2.6. Traitement thermique

Les éprouvettes sont traitées thermiquement afin de valider les résultats des essais de traction en les comparant avec les valeurs publiées (voir tableau 3). Le traitement thermique utilisé est celui recommandé par Duralcan U.S.A. pour le F3S.20S, il s'agit du traitement suivant (T6):

- mise en solution de 8 heures à 538 °C,
- trempe à l'eau à 60 °C,
- revenu à 155 °C pendant 5 heures.

La trempe se fait dans un délai maximum de 10 secondes entre l'ouverture de la porte du four et l'instant où la pièce est complètement submergée.

2.7. Caractérisation et examen des éprouvettes

2.7.1. Inspection aux rayons X

Les inspections aux rayons-X ont été effectuées à l'aide de procédures standards sur

les éprouvettes de traction. Les éprouvettes ont été radiographiées à des angles de 0 et 90 degrés. Cette méthode permet d'avoir un aperçu de l'arrangement spatial des défauts en 3D; elle permet également de les localiser par rapport à la surface libre. Les défauts visibles sur les radiographies sont ceux ayant une densité différente de l'aluminium, ce qui exclut les films d'oxydes, à moins que des pores soient associés à ces derniers, ce qui est presque toujours le cas pour les films de grandes dimensions puisqu'ils se replient.

2.7.2. Essais de traction normalisés

Les essais de traction normalisés ont été réalisés aux laboratoires de l'UQAC sur une machine Instron à déplacement contrôlé (en s'inspirant de la méthode ASTM E8 - 82). La machine de traction est munie d'une cellule de charge et d'un extensomètre reliés à un système d'acquisition de données.

2.7.3. Examens métallographiques

Les examens métallographiques ont été réalisés à l'aide d'un microscope optique jumelé à un analyseur d'image. Une dizaine d'éprouvettes ont fait l'objet d'analyses métallographiques, afin de vérifier la structure du composite et d'identifier certains défauts.

2.7.4. Examens fractographiques

Pour ce qui est des analyses fractographiques, dans un premier temps, toutes les surfaces de fracture sont observées visuellement. Ensuite les surfaces de rupture sont examinées au stéréoscope sous une lumière polarisée afin; i) d'identifier les caractéristiques et l'endroit d'origine de la rupture et ii) de déceler la présence d'inclusions, d'oxydes ou d'autres défauts. Des photographies des surfaces de rupture sous microscope à faible grossissement sont également réalisées pour faciliter la caractérisation.

3. RÉSULTATS

3.1. Examens radiographiques

Quatre exemples de défauts visibles sur les radiographies sont montrés à la figure 8. La première constatation est qu'il s'agit de défauts macroscopiques. Les défauts mesurés sur les radiographies ont des dimensions allant de 0,5 à plus de 6 mm. Ils ont souvent une géométrie filiforme ou ovale, dont la dimension la plus grande est généralement orientée suivant l'axe longitudinal de l'éprouvette de traction. En utilisant les deux radiographies d'une même éprouvette, prises à des angles de 90 degrés l'une par rapport à l'autre, il ressort que les défauts visibles sont principalement localisés près du bord (figure 8 a, b, c), plutôt qu'au coeur de la pièce (figure 8 d).

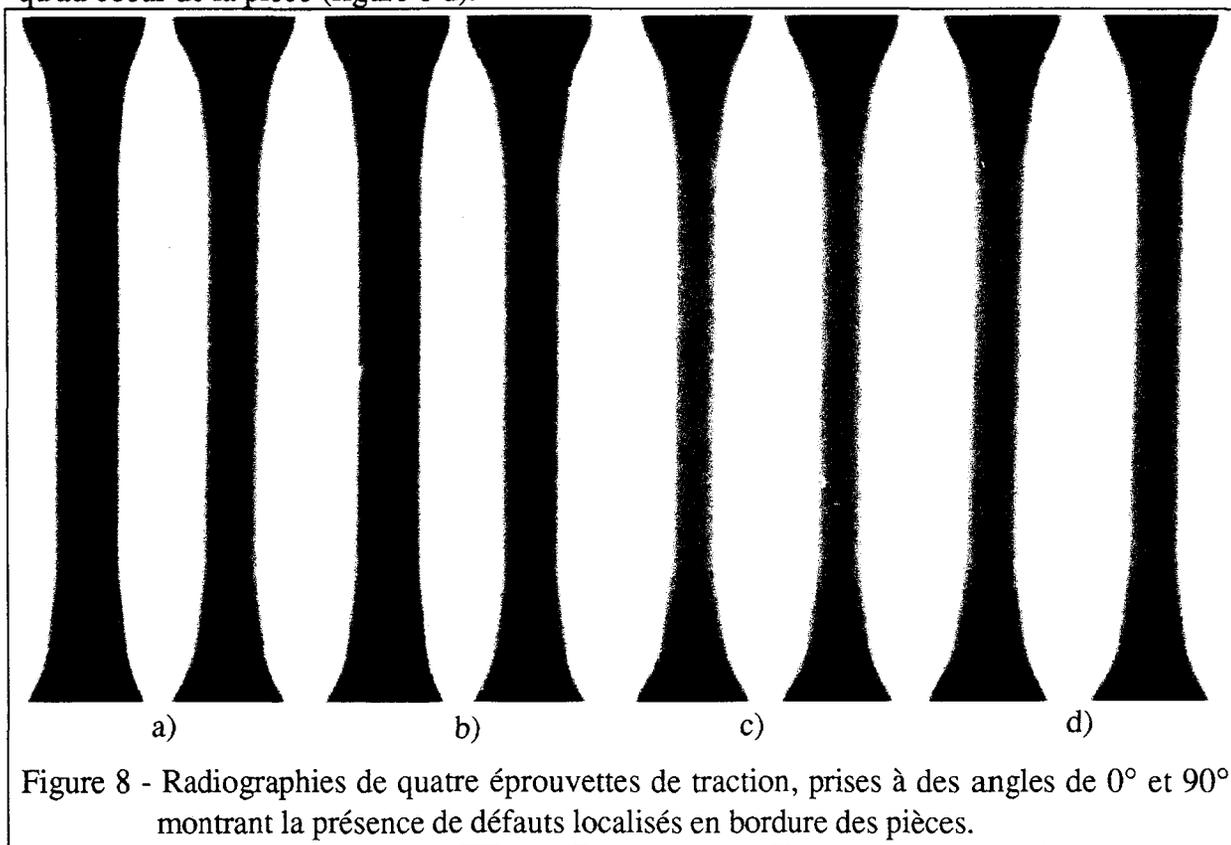
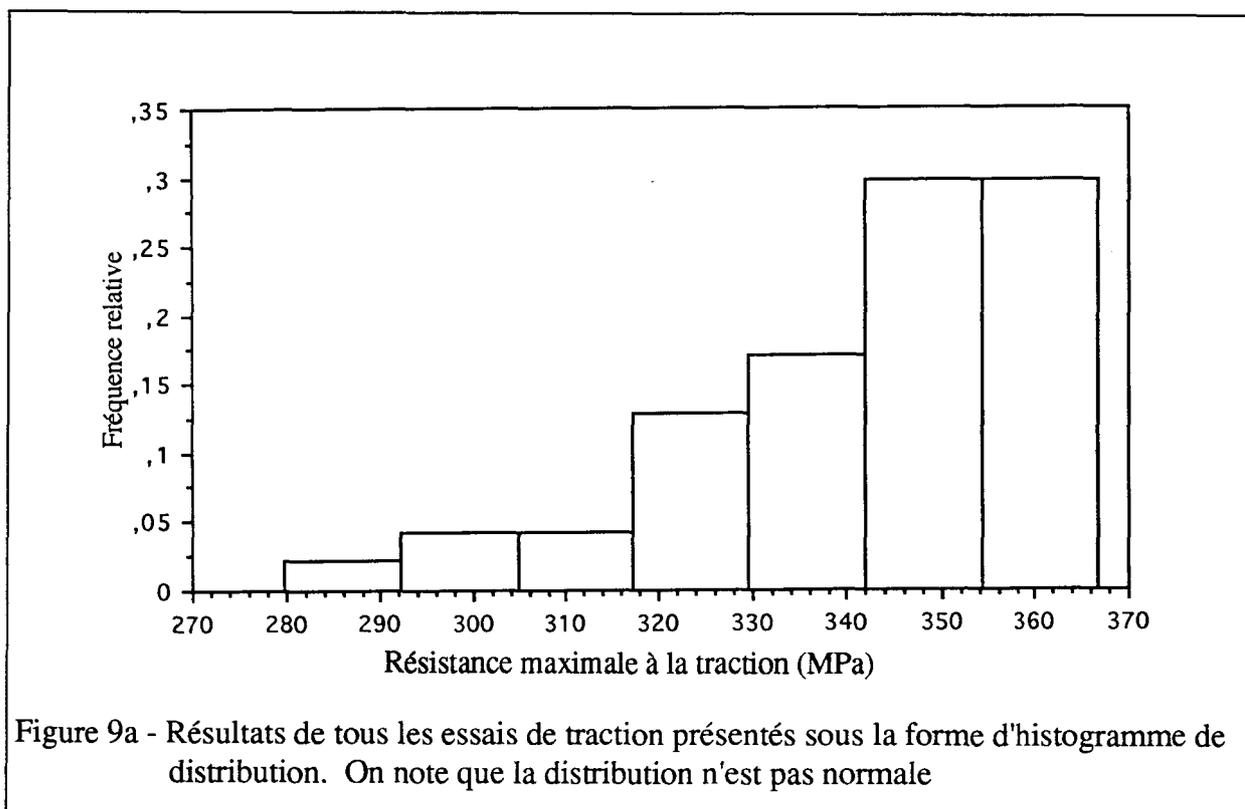


Figure 8 - Radiographies de quatre éprouvettes de traction, prises à des angles de 0° et 90° montrant la présence de défauts localisés en bordure des pièces.

3.2. Essais de traction

Les résultats des essais de traction sont présentés sous la forme d'histogramme à la figure 9a. Comme la distribution n'est pas normale, on a divisé les résultats en deux classes suivant la taille des défauts à l'origine de la rupture. Les figures 9b et 9c présentent donc les histogrammes de distribution des résultats, dans le cas des éprouvettes ayant respectivement des défauts de plus et de moins de 1,3 mm. On constate que les résultats, dans le cas des défauts de moins de 1,3 mm, correspondent à une distribution normale, tel que montré à l'aide de la courbe normale superposée à l'histogramme. Le tableau 5 présente les détails des résultats des essais de traction, effectués sur des éprouvettes provenant de deux lots différents de composite Duralcan F3S.20S. On y retrouve, en plus de la résistance maximale (R_{max}) et de l'allongement (A) à la rupture, l'indice Q^* et la taille des défauts qui étaient localisés aux endroits où les ruptures se sont amorcées. La taille des défauts est exprimée par une moyenne de leurs dimensions (longueur et largeur).



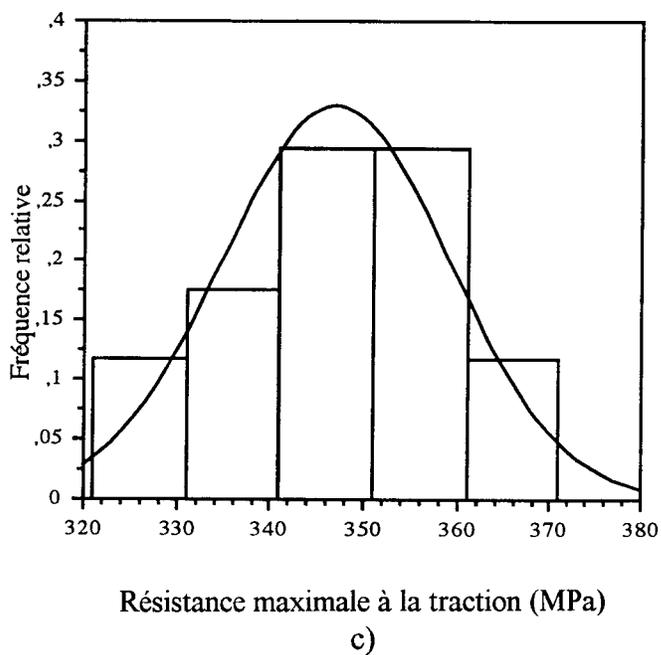
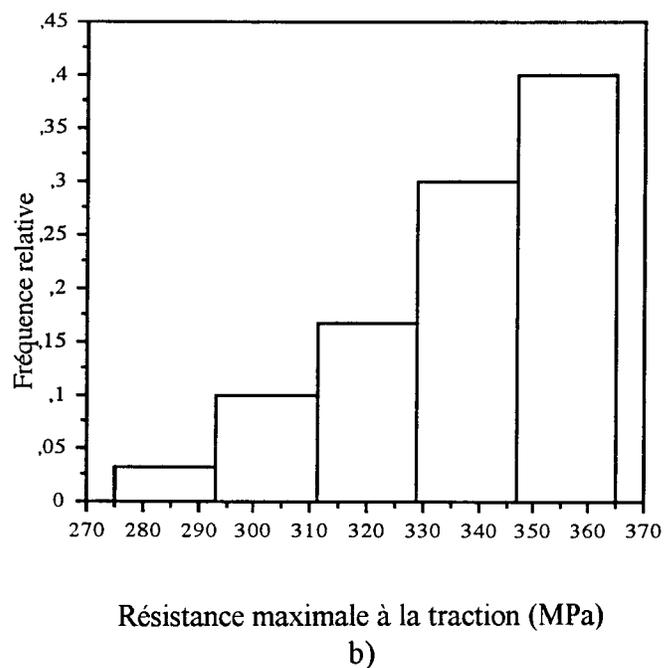


Figure 9 b et c - Résultats des essais de traction présentés sous la forme d'histogrammes de distribution: b) éprouvettes avec défauts de plus de 1,3 mm, c) éprouvettes avec défauts de moins de 1,3 mm.

Tableau 5 - Résultats des essais normalisés de traction sur les éprouvettes de composite³⁸
Duralcan F3S.20S.

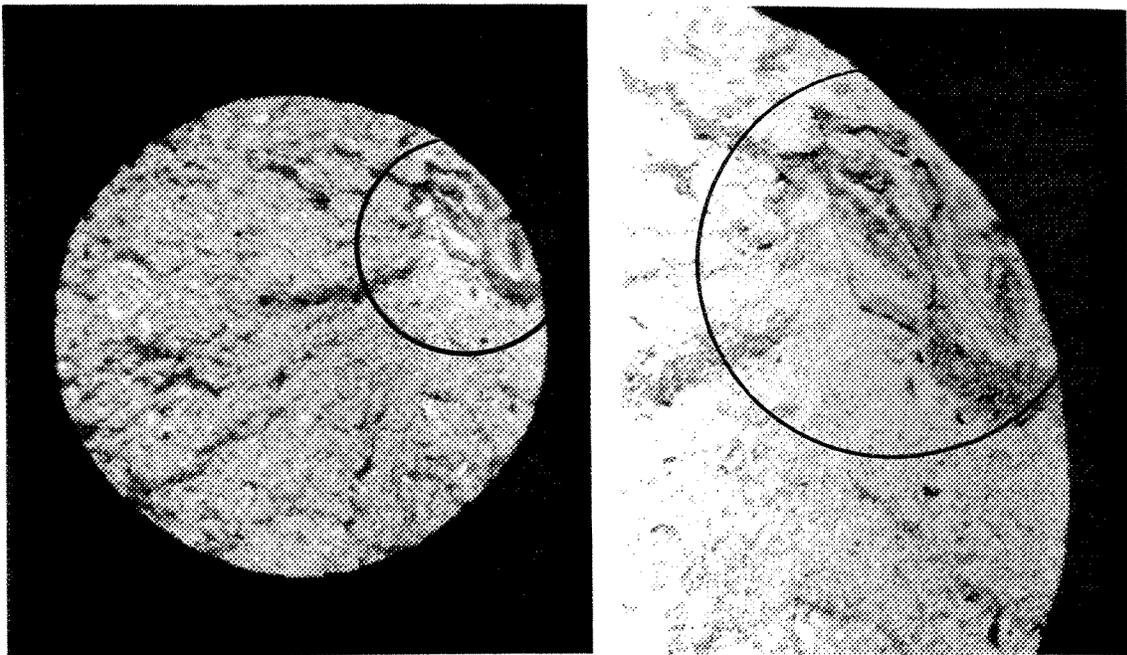
no	Rmax MPa	A %	facteur Q* MPa	défaut taille mm	remarques
1	321	0.3	399	2.22	
2	309	0.2	347	3.84	
3	336	0.8	472	1.8	
4	343	0.5	442	2.16	
5	345	1.2	506	1.2	
6	342	0.7	469	1.56	
7	367	0.9	507	0.96	
8	332	1.1	486	1.08	
9	335	1.1	490	1.32	
10	302	0.5	407	2.52	fig. 10d
11	296	0.3	356	3.72	fig. 10a
12	325	0.8	457	1.92	
13	325	1.0	478	1.56	
14	336	0.9	481	1.2	
15	316	0.6	429	1.68	
16	321	0.4	413	2.64	fig. 10b
17	347	0.9	489	1.21	
18	352	0.8	486	1.02	
19	339	0.5	441	1.92	
20	347	0.6	464	1.8	
21	350	0.7	480	1.5	
22	359	0.9	502	1.44	
23	347	0.5	455	0.96	en surface
24	336	0.9	480	1.44	fig. 8b
25	350	0.7	474	1.68	
26	280	0.1	297	2.85	fig. 8a, 10c
27	365	0.6	477	1.8	
28	355	0.4	437	3.6	
29	356	0.7	485	0.84	
30	348	0.7	478	1.8	fig. 8c
31	362	0.6	476	1.56	
32	343	0.5	450	1.8	fig. 8d
33	357	0.7	485	1.68	
34	361	0.5	471	1.62	
35	356	0.9	495	1.44	
36	356	0.5	462	1.68	
37	359	0.7	490	1.5	
38	359	1.0	511	0.9	
39	341	0.5	441	1.68	
40	352	0.8	486	1.26	
41	365	0.6	482	1.08	
42	357	0.9	500	0.96	

◇ taille des défauts mesurés aux endroits où les ruptures se sont amorcées
(moyenne de ses dimensions: longueur et largeur).

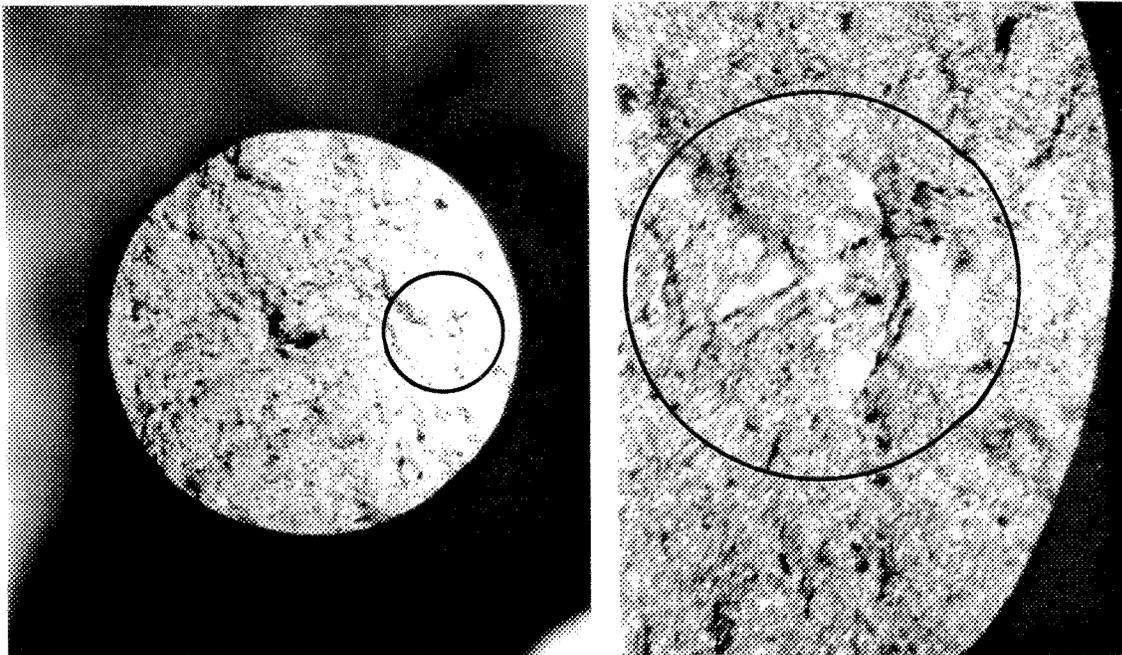
3.3. Fractographie

Les causes des ruptures sont facilement identifiables (figure 10) en observant, sous un éclairage à faible angle d'incidence, les stries sur les surfaces de rupture. L'origine de la rupture consiste le plus souvent en un repli de peaux d'oxydes de couleur gris clair, situé à moins de 3 mm du bord de l'éprouvette (figure 10: a, b, c). Ce défaut est sectionné en deux, chaque face de l'échantillon fracturé portant une partie du défaut. La section observée de ce repli de peaux d'oxydes est de forme plus ou moins ovale avec parfois une zone de retrait au centre. Les dimensions du défaut sont généralement comprises entre 1 et 3 mm. Quelques-uns des défauts sont des bulles de gaz dont l'enveloppe est une peau d'oxydes (figure 10d).

Un graphique montrant la relation entre les défauts mesurés sur les radiographies et ceux mesurés sur la surface de rupture, aux endroits où les ruptures se sont amorcées, est présenté à la figure 11. On constate que les défauts de 3 mm et moins mesurés sur les surface de rupture ne sont pas tous détectés à l'aide des radiographies.

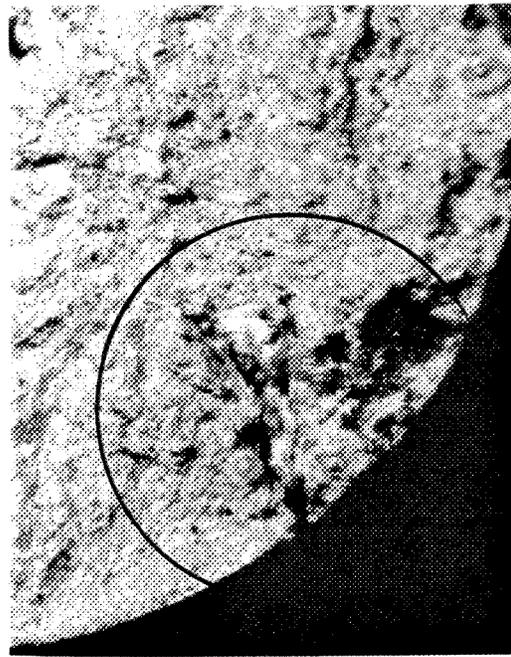
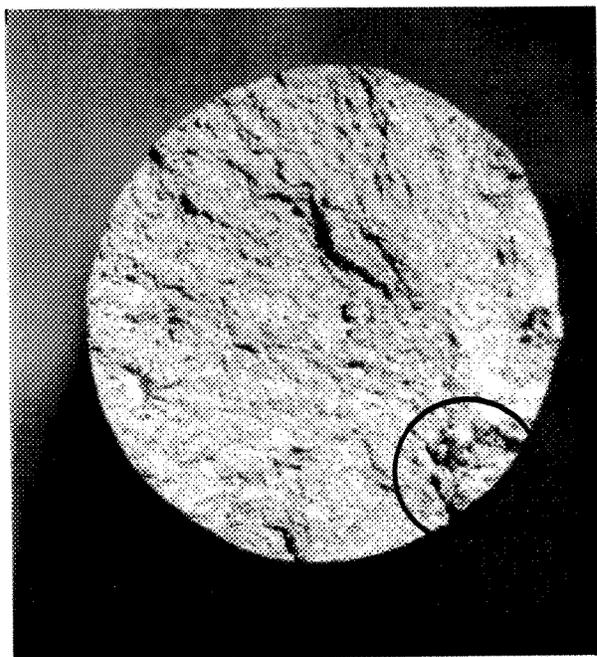


a)

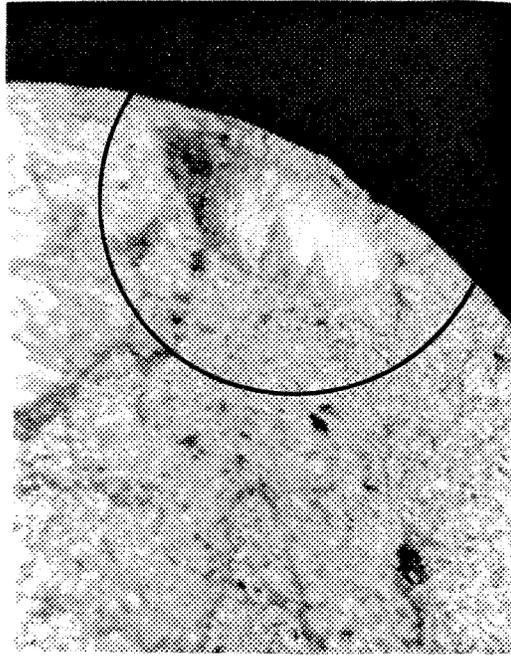
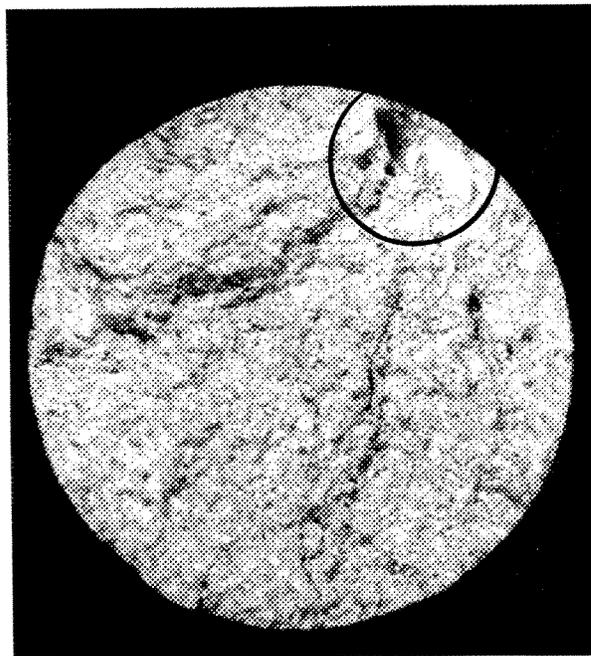


b)

Figure 10 - Photographies de surfaces de rupture d'éprouvettes de traction moulées à partir du composite F3S.20S.

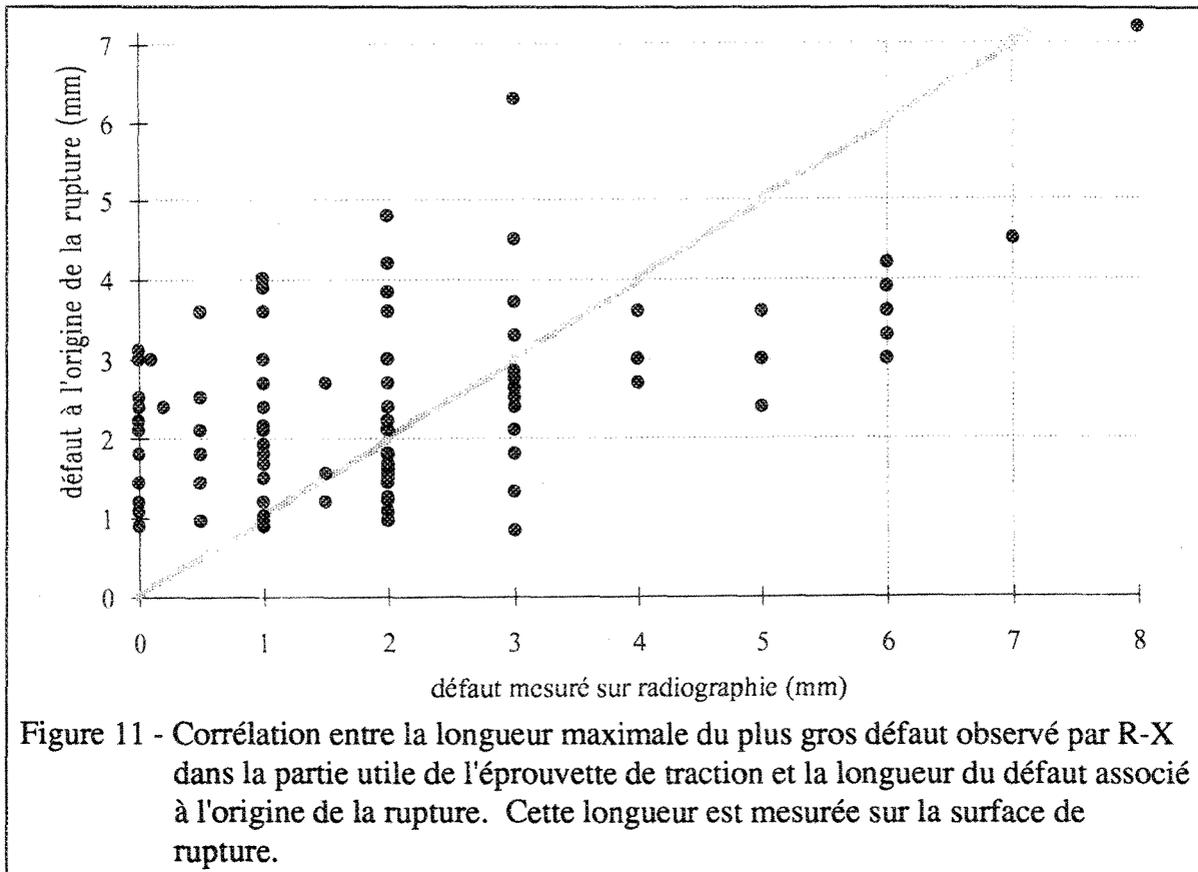


c)



d)

Figure 10 (suite) - Photographies de surfaces de rupture d'éprouvettes de traction moulées à partir du composite F3S.20S.



3.4. Métallographie

Des études métallographiques des surfaces situées juste sous la surface de rupture de 12 éprouvettes ont donné les résultats suivants: la fraction volumique de SiC est comprise entre 18 et 19%, le pourcentage de porosité de toute nature varie de 0,3 à 1,0 %, le carbure d'aluminium (Al_4C_3) est inférieur à 0,01 % de la fraction de SiC. La mesure de la fraction volumique de SiC, effectuée à l'aide de l'analyseur d'images, a donné une valeur inférieure de 10 % à la fraction obtenue par la technique plus précise de volumétrie par dissolution de la matrice; les fractions de SiC obtenues par cette dernière méthode de mesure sont comprises entre 20 et 21 %. Un phénomène observé sur les métallographies est la ségrégation des particules de renfort, tel que mentionné en introduction, ségrégation difficilement quantifiable d'un échantillon à l'autre. La figure 12 montre quatre exemples

typiques de peaux d'oxydes visibles sur les surfaces polies. Ces peaux sont caractérisées par la présence de pores.

3.5. Lots d'éprouvettes rejetées

Comme cela se produit souvent lors de démarches expérimentales concernant des matériaux nouveaux, soumis à un grand nombre de paramètres de fabrication et de moulage, on a dû rejeter les résultats des essais de traction de deux lots d'éprouvettes. Plusieurs éprouvettes de ces deux lots présentaient des défauts en surface qui abaissaient de façon très significative les propriétés mécaniques. En effet, la caractérisation des surfaces de rupture de ces éprouvettes montre très clairement que la rupture originait de ces défauts de surface, défauts généralement situés à mi-longueur de jauge. Ces défauts de surface résultent d'une solidification inadéquate du composite. Cette solidification inadéquate est fort probablement attribuable à une trop faible épaisseur d'enduit réfractaire sur les moules. Ce problème provient fort probablement d'une mauvaise préparation des moules. Cette difficulté technique entraîne habituellement le rejet systématique des pièces et la reprise de la préparation des moules, c'est pourquoi ces éprouvettes ont été rejetées.

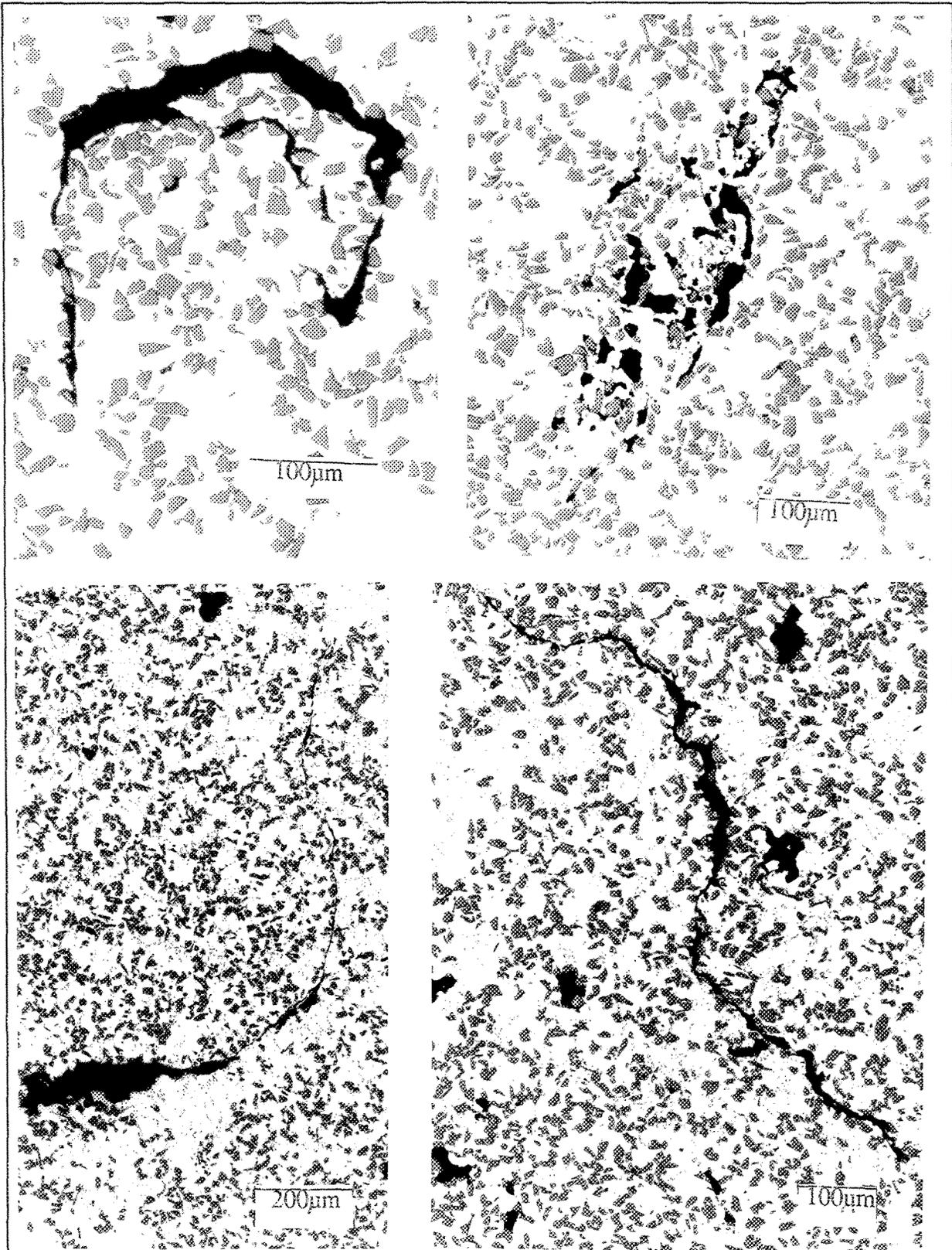


Figure 12 - Photographies prises au microscope optique montrant les défauts, peaux d'oxydes, tels qu'ils se présentent sur les sections polies des éprouvettes.

4. ANALYSE DES RÉSULTATS

4.1. Corrélation entre les défauts visibles sur les radiographies et ceux des surfaces de rupture

Le but des radiographies est de détecter des défauts internes, nuisibles au comportement mécanique d'une pièce. Les résultats présentés à la figure 11 nous indiquent que la détection, à l'aide des radiographies, est moins bonne pour les défauts de faible taille que pour les défauts de grande taille. Ce fait est probablement attribuable au mode même de détection des défauts à l'aide des radiographies. Comme on le sait, ce mode de détection des défauts implique des différences de densités, ce qui signifie que de la porosité soient associées aux peaux d'oxydes. Cela se produit dans le cas des grandes peaux d'oxydes puisqu'elles se replient. C'est pourquoi, la probabilité de déceler les défauts d'une dimension inférieure à 2 mm, à l'aide des radiographies, est faible. De plus, on peut observer une tendance sur le graphique de la figure 11, soit que certains défauts mesurés sur la surface de rupture sont plus petits que ceux mesurés sur les radiographies. Ce phénomène provient du fait que la différence entre la taille du défaut mesurée sur la radiographie et celle mesurée sur la surface de rupture est notamment fonction de l'orientation et de la géométrie du défaut. On peut conclure, que les radiographies constituent un outil valable pour déceler la présence de grands défauts de l'ordre de 3 mm, et par le fait même, pour prédire les propriétés associées à la présence de tels défauts.

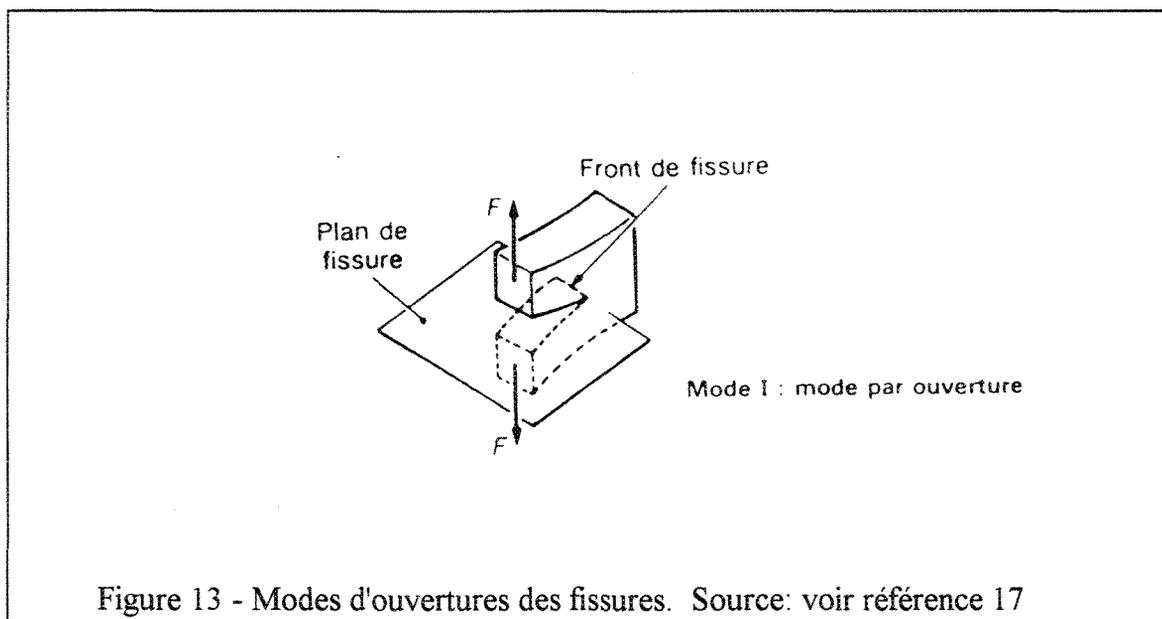
4.2. Effet des défauts sur la résistance à la rupture

Les résultats des essais de traction (tableau 5) et des analyses fractographiques (figure

10) montrent bien que les défauts, principalement les replis de peaux d'oxydes, amorcent la rupture, et que la résistance maximale à la traction dépend de la taille de ces défauts. La suite de l'étude concernant l'effet de ces défauts nécessite une approche théorique. Le domaine des matériaux qui étudie les phénomènes de rupture est la mécanique de la rupture.

4.3. Théorie de la rupture

La mécanique de la rupture nous apprend que l'effet d'un défaut sur la charge de rupture en traction d'un matériau, peut être prédit en utilisant le facteur d'intensité de contrainte K . L'expérience a montré que la progression des fissures et la résistance résiduelle d'une structure possédant un défaut sont très bien gouvernées par le facteur d'intensité des contraintes K (17). La rupture intervient lorsque le facteur d'intensité de contrainte K atteint la valeur critique K_C . Dans le cas de contrainte uniaxiale en traction, soit le mode I, présenté à la figure 13, le facteur critique d'intensité de contrainte est noté K_{IC} . On mesure K_{IC} par un essai de traction normalisé sur une éprouvette contenant une fissure préexistante, de longueur a , réalisé par fatigue (norme ASTM E399). K_{IC} est un



paramètre qui intègre l'énergie nécessaire à la propagation de la fissure (G_C) et le module

d'élasticité (E).

La résistance à l'initiation d'une fissure entraînant la rupture mesurée avec K_{IC} , a été étudiée par Flom et Arseneault (16) dans le cadre de travaux portant notamment sur l'effet de la taille des particules de renforts. Leurs résultats indiquent que la ténacité des CMAp ne dépend pas de la taille moyenne des particules de renfort, lorsque celle-ci est comprise entre 2 et 20 μm . On présumera dans ce travail que le composite Duralcan F3S.20S peut être adéquatement caractérisé à l'aide de K_{IC} puisque la taille des renforts de ce dernier (12,8 μm en moyenne), est comprise dans l'intervalle mentionné précédemment.

Quelques valeurs de K_{IC} se retrouvent dans la littérature pour les CMAp. Le tableau 6 permet d'avoir un aperçu des valeurs de K_{IC} obtenues pour différents CMAp. Ces valeurs proviennent de trois sources soit: une étude menée par Roebuck et Lord (22) sur les procédures d'essais pour mesurer le K_{IC} des CMAp, les résultats de Bloyce et Summer (11) sur le composite de fonderie Duralcan A357, renforcé de 20% de particules de SiC et mis en forme sous pression et les données techniques de Duralcan sur le F3S.20S pour un moulage par gravité en moule métallique (5). La valeur de K_{IC} de 16 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ provenant de Duralcan semble suffisamment conservatrice, si on la compare aux autres valeurs, pour être utilisée dans les calculs qui suivront.

Nous allons reviser plus en détail la mécanique de la rupture pour obtenir les équations théoriques faisant intervenir la valeur typique de K_{IC} de 16 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. On rappelle que l'on vise à comparer les résultats expérimentaux à la théorie dans le but de *contribuer à une meilleure compréhension de l'effet des défauts sur les caractéristiques*

mécaniques des CMAp.

Tableau 6 - Valeurs de K_{IC} obtenues pour différents CMAp de fonderie.

Matériel	K_{IC} (MPa \sqrt{m})	référence
A356 / 30% SiC - T6	22,0	(22)
A357 / 30% SiC - T6	18,6	(22)
A357 / 20% SiC - T?	18,5	(22)
A357 / 15% SiC - T6	19,2	(11)
A357 / 15% SiC - T6 filtre	17,9	(11)
A357 / 20% SiC - T6	18,8	(11)
A357 / 20% SiC - T6 filtre	19,7	(11)
Duralcan F3S.20S - T6	16,0	(5)
A357 - T6	26,7	(11)

Source: Voir les références 5, 11, 22.

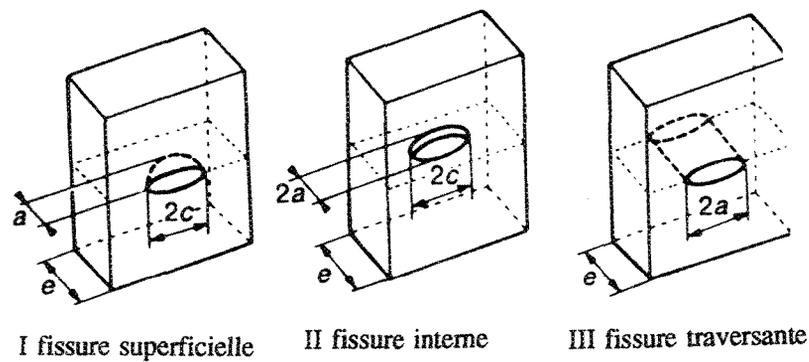


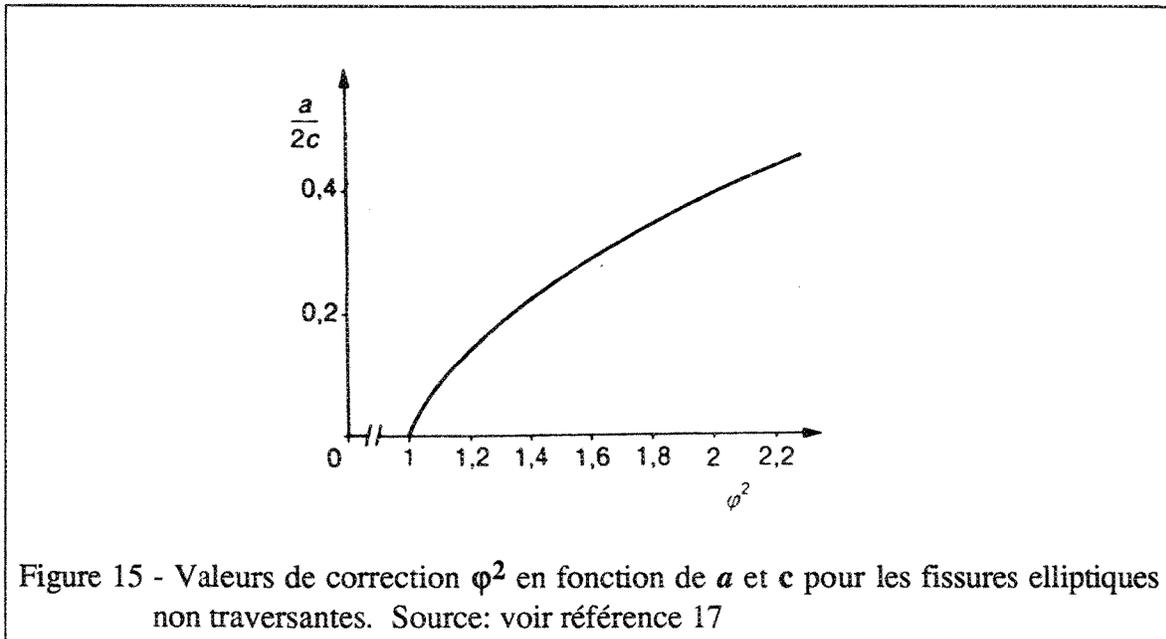
Figure 14 - Types de fissures. Source: Voir référence 17

Une hypothèse doit être posée concernant la forme des défauts pour appliquer la théorie. On suppose que les défauts, replis de peaux d'oxydes, correspondent à des fissures. Les différents types de fissures possibles sont présentés à la figure 14. Les défauts considérés dans cette étude, soit ceux à l'origine des ruptures (voir figure 10), sont toujours situés à l'intérieur de l'éprouvette. On considère, pour l'analyse qui va suivre, les défauts ou replis de peaux d'oxydes comme des fissures elliptiques internes (type 2 de la figure 14). Ce choix est facilement justifiable en considérant qu'il y a toujours des pores associés aux peaux d'oxydes (voir les résultats des examens métallographiques et la figure 12).

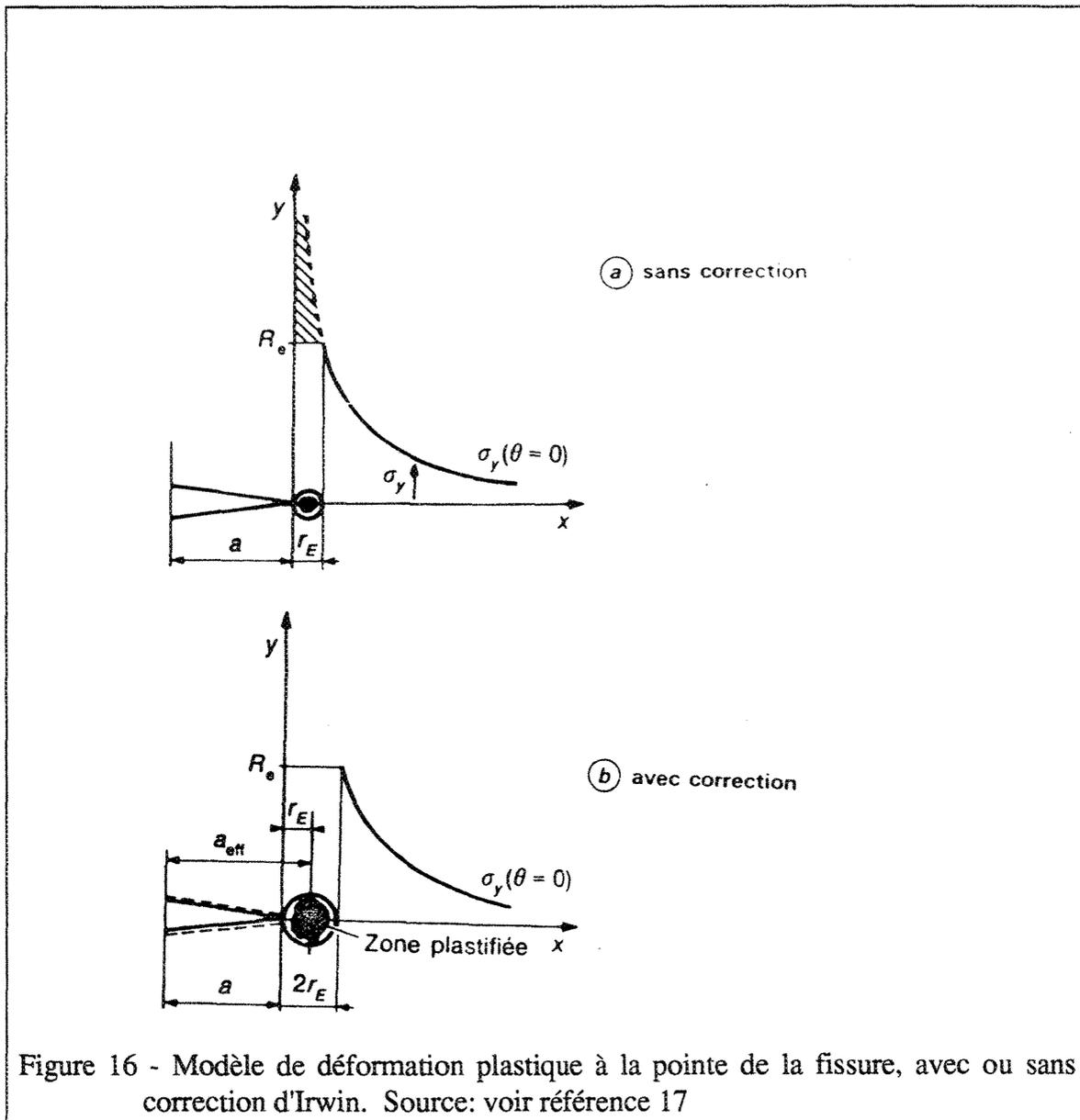
L'équation de la mécanique élastique linéaire de la rupture (17), donnant la valeur critique de contraintes, pour une fissure elliptique interne de profondeur $2c$ et de largeur $2a$, en fonction du K_{IC} du matériau considéré, est la suivante:

$$\sigma = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi a / \phi^2}} \quad (8)$$

La figure 15 donne les valeurs de ϕ^2 en fonction de a et c . D'après les observations des surfaces de rupture, on pose que le rapport $a / 2c$ est environs égal à 0,4 , ϕ^2 prend donc une valeur approximativement égale 2.



La théorie propose un deuxième modèle, nommé profil équivalent d'Irwin (17), qui provient de la mécanique élasto-plastique de la rupture. Ce modèle considère que la zone plastique en fond de fissure serait plus étendue que ne le prévoit le premier modèle. La figure 16 présente la modélisation de la zone plastique en bout de fissure pour le modèle précédent et le modèle du profil équivalent d'Irwin.



Ainsi, le modèle de base (équation 8) est modifié en ajoutant à a une valeur r_e , ou r_e est définie comme suit:

$$r_e = \frac{K_{IC}^2}{2\pi R_e^2} \quad (9)$$

ce qui donne:

$$\sigma = \frac{4K_{IC}}{\sqrt{\pi a + 0.212 \frac{K_{IC}^2}{R_e^2}}} \quad (10)$$

4.4. Comparaison avec la théorie de la rupture

Pour comparer les résultats expérimentaux avec les deux modèles de la théorie de la rupture, on a utilisé l'indice de qualité. Aux valeurs de résistances maximales (R_m) obtenues des calculs théoriques, on a ajouté une valeur proportionnelle à un allongement moyen de 0,6 % suivant l'équation 3, tel que défini précédemment au point 1.4.1. (voir page 15), soit:

$$Q^* = R + K^* \log(10 A) \quad (3)$$

Les résultats obtenus des deux modèles ont été reportés sur un graphique à la figure 17. Ce graphique présente l'indice Q^* en fonction de la longueur de la fissure. En comparant les valeurs obtenues des deux modèles de la théorie de la rupture (équations 8 et 10) avec les résultats expérimentaux, on observe une bonne correspondance (voir figure 17). Le comportement du composite Duralcan se positionne entre la mécanique élastique linéaire et la mécanique élasto-plastique (profil équivalent d'Irwin), en utilisant le facteur d'intensité de contrainte de $16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et en considérant le défaut comme une fissure elliptique interne. Il est intéressant de noter que les défauts de longueur équivalente inférieure à 1,3 mm, s'écartent de la théorie et se situent sur un plateau correspondant à une

valeur maximale.

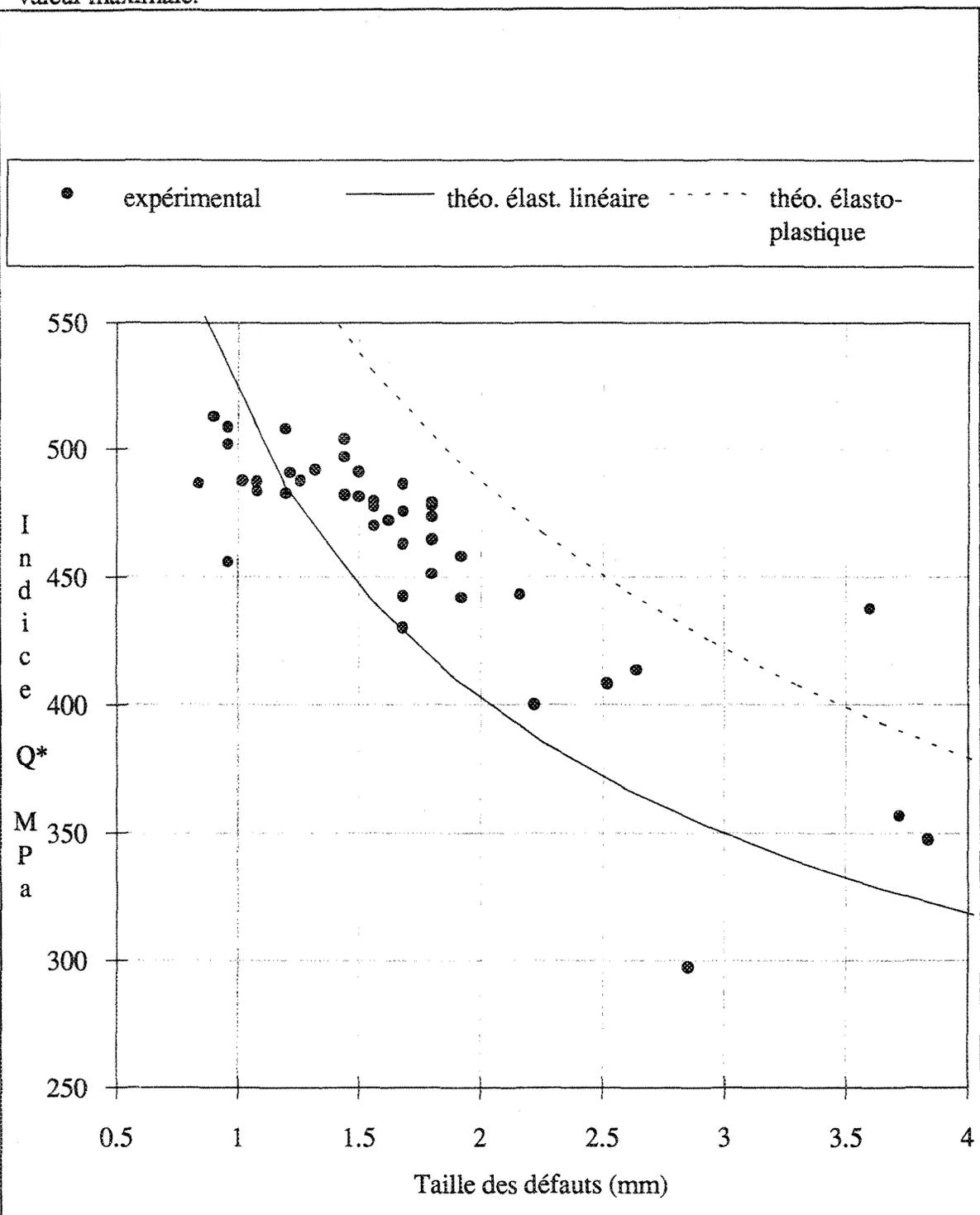


Figure 17 - Relation entre l'indice Q^* et la taille des défauts mesurés aux endroits où les ruptures se sont amorcées; les courbes selon la théorie de la mécanique de la rupture sont également présentées pour fin de comparaison.

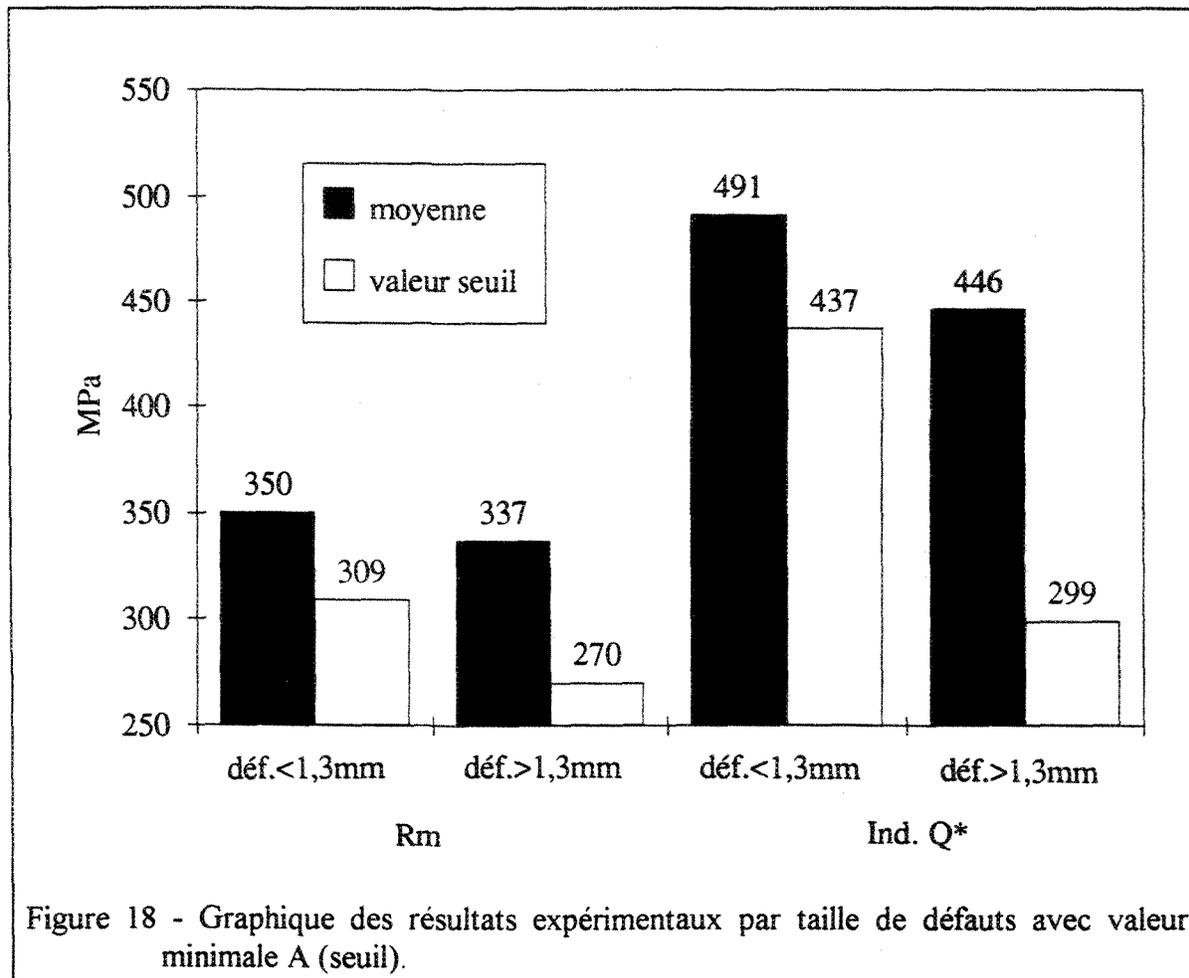


Tableau 7 - Résultats des essais de traction présentés suivant la taille des défauts.

	Rm (MPa)			indice Q* (MPa)			nombre d'éprouv.
	X	s	min.	X	s	min.	
défauts < 1,3 mm	350	11	309	491	15	437	13
défauts > 1,3 mm	337	22	270	446	48	298	28

Le tableau 7 et la figure 18 présentent les valeurs moyennes, l'écart-type et les valeurs minimales des résultats expérimentaux pour les défauts supérieurs et inférieurs à 1,3 mm. Les valeurs minimales ont été calculées à l'aide de l'équation 7 (voir section 2.2. page 29); cette dernière est utilisée pour définir les valeurs minimales tabulées comme normes pour

l'industrie.

$$A = X - k_A s \quad (7)$$

La présentation des résultats, suivant la taille des défauts, avait été réalisé initialement aux figures 9b et 9c (voir page 37). La figure 9c permet de constater que l'on obtient une distribution normale des résultats dans le cas des défauts de moins de 1,3 mm (soit lorsque l'on se situe sur le plateau). Ce qui avantage les propriétés mécaniques en tension dans ce cas, c'est le faible écart-type. Associées à ce faible écart type on remarque, bien évidemment, des valeurs minimales bien supérieures à celles des éprouvettes présentant des défauts plus grands que 1,3mm. Ainsi, si l'on se fixe une valeur seuil d'indice Q^* de 437 MPa on obtient 40 % de rejet pour les échantillons présentant des défauts plus grands que 1,3 mm et 1% de rejet pour ceux ayant des défauts inférieurs à 1,3 mm.

4.5. Plateau des propriétés

D'après nos résultats expérimentaux, l'indice de qualité du composite est limité par la présence des facteurs intrinsèques aux procédés d'élaboration et de moulage. Ainsi l'indice de qualité maximale se situe sur un plateau lorsque les défauts présents sont inférieurs à une certaine taille critique; dans ce cas, les facteurs intrinsèques au composite sont dominants et la présence de petites inclusions n'a pas d'influence significative. Cependant lorsque les défauts extrinsèques atteignent des dimensions supérieures à la taille critique précédemment définie, ce sont ces défauts qui sont responsables de la rupture.

Ce type de comportement semble commun à plusieurs matériaux métalliques. Une recherche bibliographique a permis de répertorier une étude dans laquelle on observe cette relation. Cette étude détaillée examinait l'influence de la qualité métallurgique sur les

propriétés mécaniques des fontes à graphite sphéroïdale de microstructures bainito-austénitiques (23). Les résultats de cette étude traitent notamment de l'effet de la surface totale des microdéfauts, en pourcentage, sur les propriétés en tension de ces fontes; ces résultats sont présentés à la figure 19. On remarque la présence du plateau, comme dans le cas du composite, correspondant à un niveau maximum des propriétés, compte tenu des paramètres d'élaboration et de moulage.

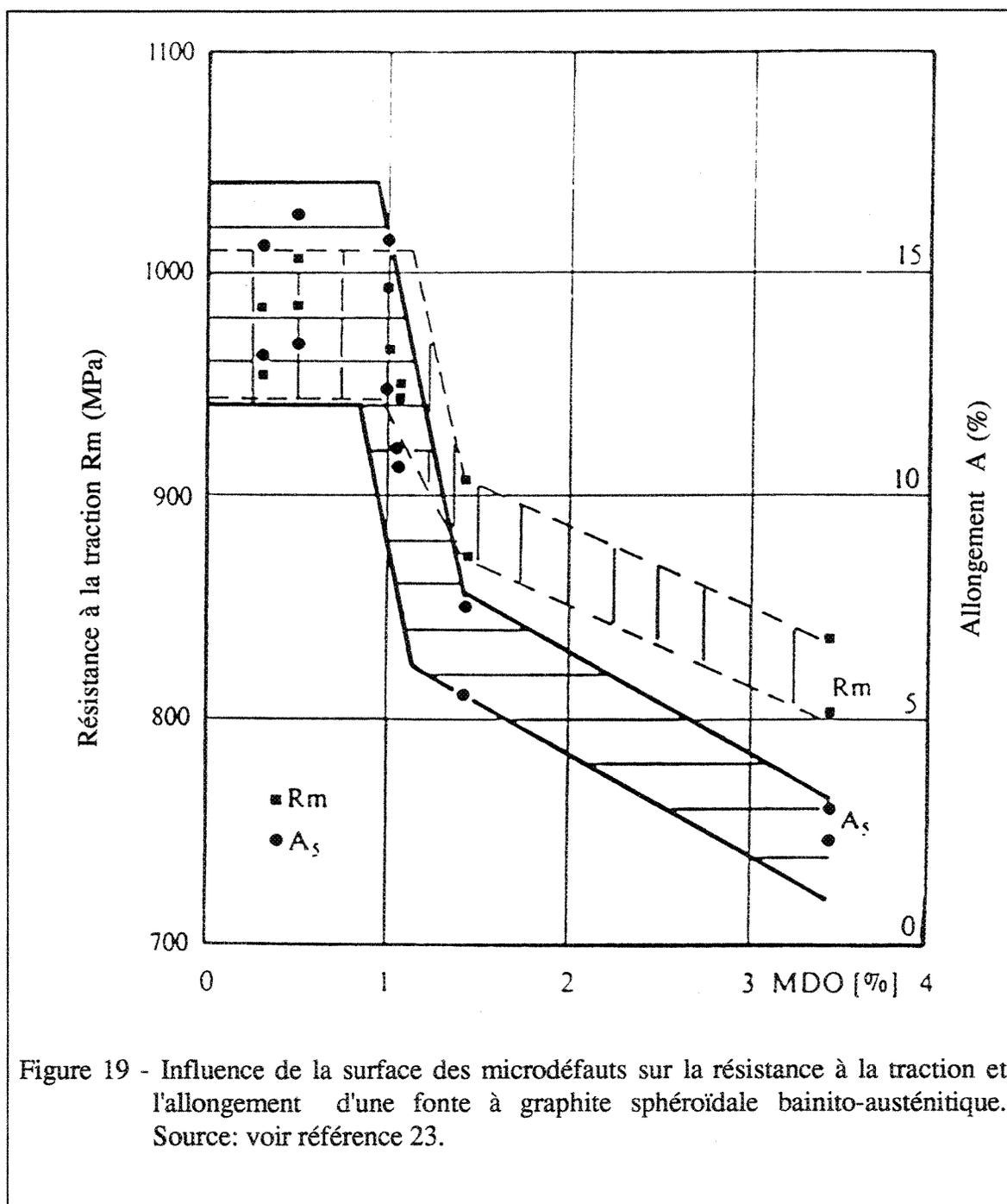


Figure 19 - Influence de la surface des microdéfauts sur la résistance à la traction et l'allongement d'une fonte à graphite sphéroïdale bainito-austénitique. Source: voir référence 23.

Ce plateau est probablement relié à la prédominance des facteurs intrinsèques, comme par exemple pour le composite: les zones de densités élevées de particules ou de pores, le nombre et la taille des amas de particules. On constate que ce genre d'étude sur l'effet des défauts permet d'obtenir une compréhension nouvelle des facteurs qui influencent les propriétés en traction des CMAp. Ainsi, les meilleures propriétés mécaniques, en terme d'allongement et de résistance à la rupture, seraient obtenues par un contrôle optimal des facteurs intrinsèques et extrinsèques du composite. Par exemple, un taux de solidification élevé génère une structure dendritique fine et diminue la ségrégation; on peut, de ce fait, améliorer à la fois l'allongement et la résistance à la rupture. Cependant pour atteindre un niveau élevé d'indice de qualité, il faut également que les dimensions des défauts ne dépassent pas une certaine longueur critique. La relation entre le comportement mécanique du composite Duralcan et la taille des défauts extrinsèques, plus grande qu'une valeur critique minimale, équivalente à l'effet des facteurs intrinsèques, peut être établie en faisant appel à la théorie de la rupture. Cette taille critique de défauts dépend donc des facteurs intrinsèques au composite concerné; notamment de la finesse de la microstructure de la matrice.

5. CONCLUSION

La connaissance approfondie du comportement mécanique de ces nouveaux matériaux de pointe que sont les composites à matrice d'aluminium renforcé de particules (CMAp) permettra de faciliter leur insertion sur les marchés. De ce fait, l'étude de l'effet des défauts ou inclusions sur les propriétés en traction des CMAp est nécessaire afin d'établir les contrôles de qualité à leur égard. Cette étude a été réalisée sur un CMAp commercial, soit le Duralcan F3S.20S. Voici, présenté suivant l'ordre des objectifs visés lors de l'introduction, les conclusions de ce travail.

Les essais de traction et les examens réalisés sur les éprouvettes de composite Duralcan F3S.20S, ont permis de constater que l'amorce de la rupture se situe toujours sur des défauts macroscopiques. Ces défauts consistent le plus souvent, en des replis de peaux d'oxydes de couleur gris clair ayant une taille moyenne de 1 à 3 mm.

Lorsque les défauts obtenus après refonte et moulage sont petits (< 2 mm), la probabilité qu'ils laissent des empreintes visibles sur le film exposé aux R-X est faible; cette probabilité augmente avec la taille des défauts. On peut conclure que les examens radiographiques sont une méthode valable pour déceler la présence de grands défauts (> 3 mm), et par le fait même, pour prédire les propriétés associées à la présence de telles défauts.

La présentation des propriétés mécaniques en tension a été effectuée à l'aide d'un indice de qualité dérivé de celui utilisé pour les alliages de fonderie Al/Si. L'indice de qualité utilisé, indice Q^* , s'est révélé un outil très sensible à la présence de défauts et de ce

fait, il a permis d'établir une comparaison précise avec la théorie de la rupture.

Les essais et calculs réalisés dans le cadre de la présente étude, montrent une bonne correspondance entre les résultats expérimentaux et les valeurs obtenues à l'aide de la théorie de la rupture, faisant intervenir la présence de défauts. Ces valeurs théoriques sont calculées en utilisant le facteur critique d'intensité de contrainte et en considérant le défaut comme une fissure elliptique interne ayant une longueur définie. Les résultats expérimentaux obtenus, lors des essais sur les éprouvettes Duralcan, se situent en fait, entre le modèle de la mécanique élastique linéaire et celui de la mécanique élasto-plastique (profil équivalent d'Irwin). On observe cependant, lorsque les défauts sont petits ($< 1,3$ mm), que les données expérimentales sont plus faibles que celles calculées à l'aide de la mécanique de la rupture. Ce comportement est fort probablement attribuable à la prédominance des facteurs intrinsèques, associés au mode de fabrication du composite, comme par exemple, les zones de densité élevée en particules de renfort ou en pores résultant de la ségrégation. L'analyse de la distribution des propriétés mécaniques en fonction de la taille des défauts permet de bien cerner l'importance de la propreté du composite. Ainsi en gardant constant les paramètres intrinsèques qui résultent notamment de la solidification, on peut suggérer d'effectuer une filtration du composite au moment du moulage. Pour atteindre des propriétés mécaniques optimales, cette filtration devrait éliminer les peaux et replis de peaux d'oxydes supérieurs à 1mm.

Finalement, les résultats de la présente étude montrent que les caractéristiques mécaniques du composite Duralcan F3S.20S sont prévisibles et varient peu, d'un échantillon à l'autre, lorsque toutes les précautions sont prises afin d'éviter la présence de défauts extrinsèques.

6. BIBLIOGRAPHIE

- 1 D. M. Schuster, "The World Won't Beat a Path to Your Door"; Second ASM Paris Conference: Synthesis, Processing and Modeling of Advanced Materials; 11-13 sept.; 1991
- 2 W. Kurz, J. P Mercier, G. Zambelli, "Traité des matériaux 1: Introduction à la science des matériaux", Presses polytechniques romandes, 1987.
- 3 S. Dermakar; "Matériaux Composites à Matrice Métallique"; Techniques de l'Ingénieur, Traité Métallurgie; M 250.
- 4 Metals Handbook, vol. 2, "Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials", 1990, American Society for Metals.
- 5 Duralcan "Composites for Gravity Castings", data sheet February 18th, 1991
- 6 Metals Handbook, vol. 8, "Mechanical Testing", 1985, p.662 à 677, American Society for Metals.
- 7 W. H. Hunt, C. R. Cook, R. R.; Sawtell; Cost Effective High Performance P/M Aluminum Matrix Composites for Automotive Application; SAE Technical Paper Series; 910834; 1991
- 8 P. F. McGuire; Aluminum Composites Come in for a Landing; Machine Desing; April 23; 1992; pp. 71-74
- 9 J. Masounave, F. Marchand; Some Concepts for Fabrication Processing of MMCs in Liquid State; pp. 521-530
- 10 S. Jacob, M. Richard, "Relations structures-propriétés dans les alliages d'aluminium moulés", Fonderie - Fondateur d'Aujourd'hui, 58, octobre, 1986, 10-21.
- 11 A. Bloyce, C. Summers, "Static and Dynamic Properties of Squeeze-Cast A357-SiC

- Particulate Duralcan Metal Matrix Composite", Mat. Sci. and Eng., A135, 1991, .
- 12 S. Kennerknecht, X. Dumant, "Investment Cast Metal Matrix Composite Production Capability", Proceedings of the Conference of ICM, August 1992.
 - 13 H. Devaux, D. Hiebel, S. Jacob, M. Richard, "Filtration Techniques for Aluminium Casting", Proceedings of: 2nd International Conference on Molten Aluminium Processing, Florida, Nov. 1989.
 - 14 D. J. Lloyd; "Factors Influencing The Propertes of Particulate Reinforced Composites Produced by Molten Metal Mixing", Proceeding of the 12th. Riso International Symposium on Materials Science: Metal Matrix Composites - Processing, Microstructure and Properties. Denmark, 1991.
 - 15 M. Drouzy, S. Jacob, M. Richard, "Le diagramme charge de rupture-allongement des alliages d'aluminium - L'indice de qualité: application aux A-S7 G", Fonderie, 355, avril, 1976, 139-147.
 - 16 Y. Flom, R. J. Arsenault, "Fracture of SiC/Al Composites", ICCM-6, 2.189-2.208.
 - 17 J. L. Engerand, "Mécanique de la rupture", Techniques de l'Ingénieur: Traité Mécanique et Chaleur, B5060, 11-1990.
 - 18 P. K. Rohatgi, R. Asthana, "Interfacial Aspects of Processability and Property Development in Discountinuously Reinforced Cast Metal Matrix Composites", Controlled Interphases in Composite Materials, Hatsuo Ishida Editeur, 1990, pp 637-651.
 - 19 S. Li, R. J. Arsenault, P. Jena, "Bonding of SiC and Aluminium", Cast Reinforced Metal Composites, éd. S. G. Fishman et A. K. Dhingra , ASM 1988, pp 33-37.
 - 20 Z. Wang, R. J. Zhang, "Mechanical Behavior of Cast Particulate SiC/Al (A356) Metal Matrix Composites", Metallurgical Transactions A, 22, juillet 1991, pp 1585-1593.
 - 21 Metals Handbook, vol. 15, "Casting", 1985, , American Society for Metals.

- 22 B. Roebuck, J. D. Lord, "Plane Strain Fracture Toughness Test Procedures for Particulate Metal Matrix Composites", NPL Rep. DMM (A) 3, février 1990 (National Physical Laboratory).
- 23 G. Barbezat, "Influence de la qualité métallurgique sur les propriétés mécaniques des fontes G.S. bainito-austénitiques", Hommes et Fonderie, décembre 1990, pp. 11-18.

7. ANNEXE

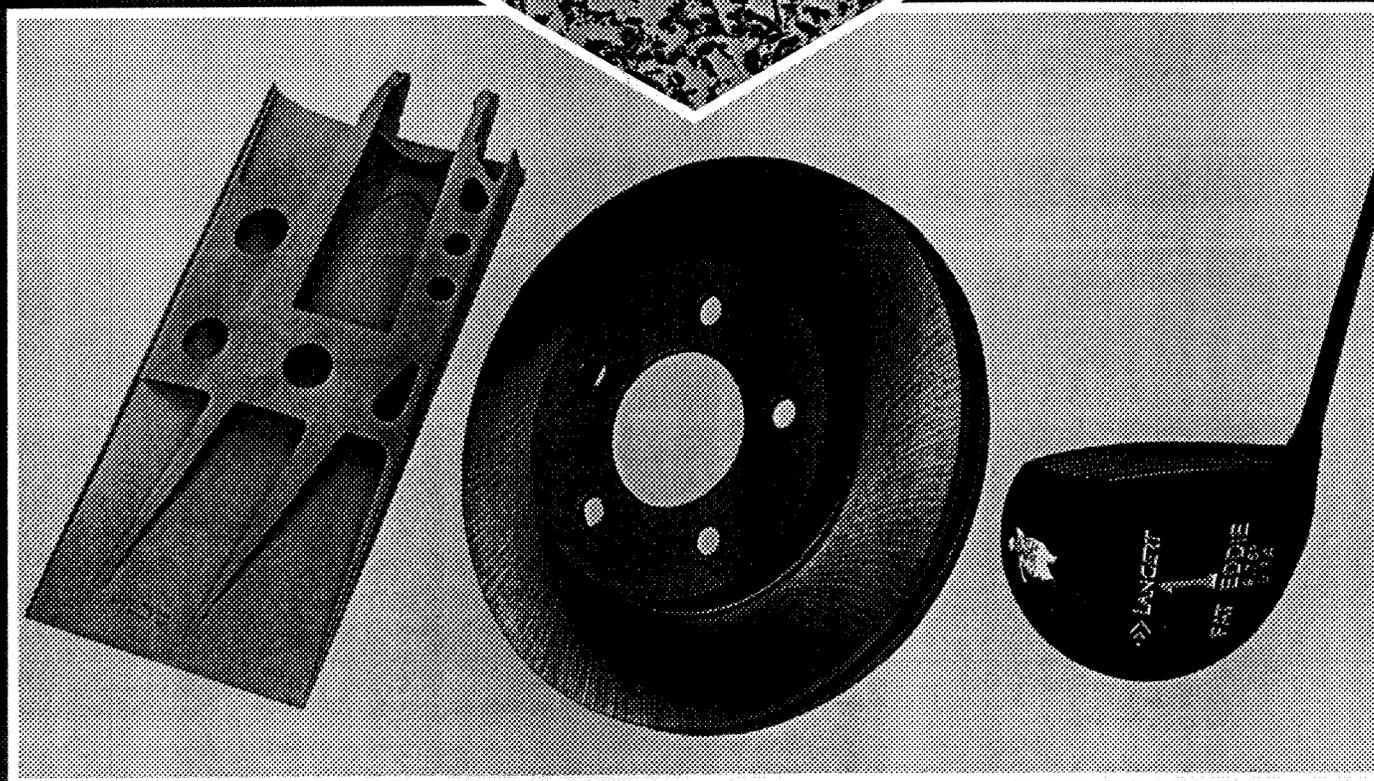
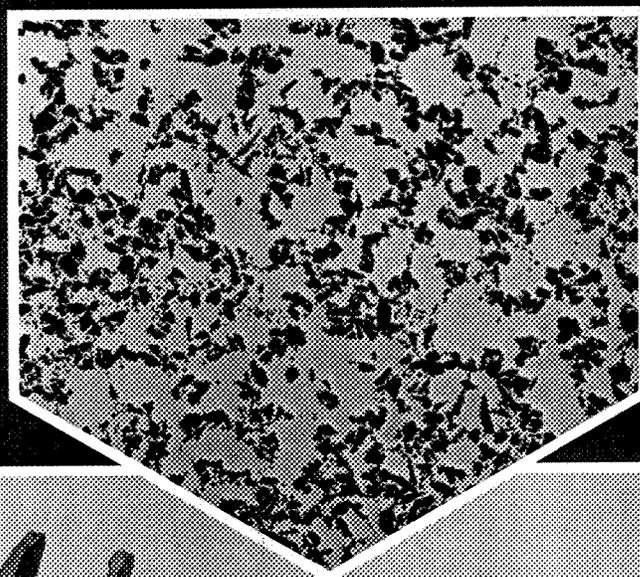
Fiche technique du composite Duralcan F3S.20S

DURALCAN[®] Composites for GRAVITY CASTINGS



A family of composites based on aluminum-silicon alloys containing up to 20 volume percent silicon carbide particulate

PROPERTY DATA – English Units



DURALCAN F3S and F3K

Chemical Compositions of DURALCAN F3S and F3K Matrix Alloys

	Si	Fe	Cu	Mg	Ni	Ti	All Other Elements	Al
F3S Alloy	8.50-9.50	0.20 max	0.20 max	0.45-0.65	—	0.20 max	0.03 max 0.10 total	Rem.
F3K Alloy	9.50-10.5	0.30 max	2.80-3.20	0.80-1.20	1.00-1.50	0.20 max	0.03 max 0.10 total	Rem.

Numerical values denote weight percent.

DURALCAN F3S.xxS composites (xx = volume percent SiC particulate) are general-purpose composites for room-temperature applications. They are similar to 359/SiC/xxp (Aluminum Association MMC nomenclature).

DURALCAN F3K.xxS composites, containing significant amounts of Cu and Ni, are designed for use at elevated temperatures. They are similar to 339/SiC/xxp.

All DURALCAN composites are heat-treatable.

DURALCAN F3S.xxS

Typical Physical Properties

PROPERTY	A356 ^a	F3S.10S ^a	F3S.20S ^a
Density (lb/in. ³)	0.0970	0.0979	0.0999
Electrical Conductivity (%IACS): 72°F	37.5	34.2	26.4
Thermal Conductivity (Btu/ft-hr-°F): 72°F	87.0 ^b 90.0 ^c	—	107 ^b 116 ^d
Specific Heat (Btu/lb-°F):			
77°F	—	0.210	0.200
212°F	—	0.224	0.218
302°F	—	0.235	0.228
392°F	—	—	0.239
482°F	—	—	0.249
572°F	—	—	0.259
Average Coefficient of Thermal Expansion (10 ⁻⁶ /°F):			
120–212°F	11.9	11.5	9.7
120–570°F	—	13.7	11.7
120–930°F	—	13.8	11.9

^a F temper for electrical conductivity and specific heat; T6 temper for CTE.

^b T6 temper.

^c T7 temper.

^d T71 temper.

DURALCAN F3K.xxS-F

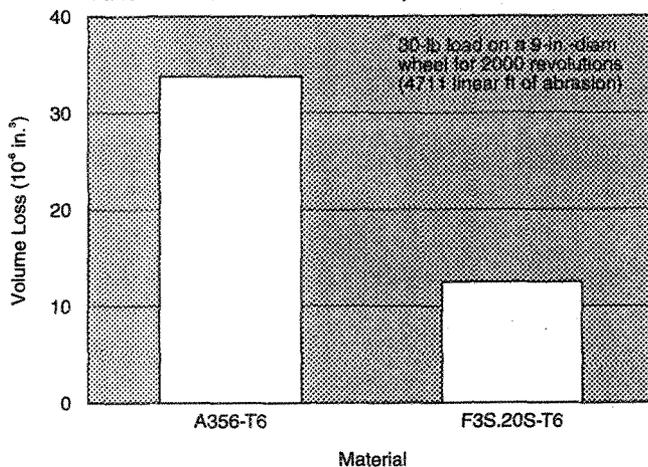
Typical Physical Properties

PROPERTY	F3K.10S-F	F3K.20S-F
Density (lb/in. ³)	0.0995	0.1015
Electrical Conductivity (%IACS) at: 72°F	27.2	19.7
Thermal Conductivity (Btu/ft-hr-°F) at: 72°F	—	83.8
300°F	—	83.3
400°F	—	85.0
500°F	—	87.2
Specific Heat (Btu/lb-°F) at:		
77°F	0.201	0.197
212°F	0.215	0.212
302°F	0.225	0.222
392°F	—	0.233
482°F	—	0.243
572°F	—	0.254
Average Coefficient of Thermal Expansion (10 ⁻⁶ /°F) at:		
120–212°F	11.2	9.9
120–570°F	13.0	11.1
120–930°F	13.1	11.5

DURALCAN F3S.20S-T6, Sand Cast

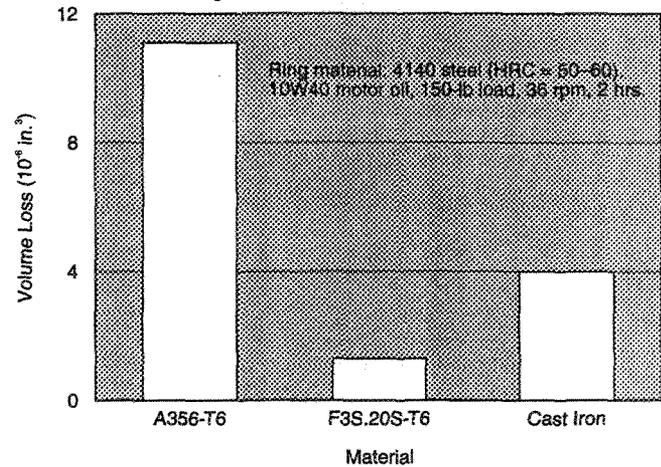
Abrasion Resistance

Sand abrasion test: ASTM G-65, Procedure B



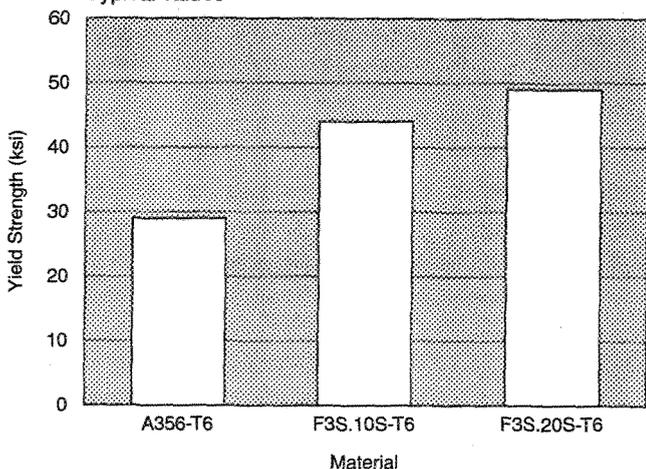
Wear Resistance

Block-on-ring wear test: ASTM G-77



DURALCAN F3S.xxS, Permanent Mold

Yield Strength
Typical values



Tensile Properties and Hardness
Typical and (minimum) values^a

Material	Ultimate Strength (ksi)	Yield Strength (ksi)	Elongation (%) ^b	Elastic Modulus (Msi)	Rockwell Hardness, HRB
A356-T6 ^c	40 (37)	29	6.0	10.9	55
F3S.10S-T6 ^d	49 (45)	44 (41)	1.2	12.5	73
F3S.20S-T6 ^d	52 (46)	49 (45)	0.4	14.3	77
F3S.20S-T71 ^e	38	31	1.9	14.3	—
F3S.20S-O ^f	32	24	2.8	14.3	—

^a Minimum values represent 99% confidence interval.

^b Measured by direct reading from stress-strain plot.

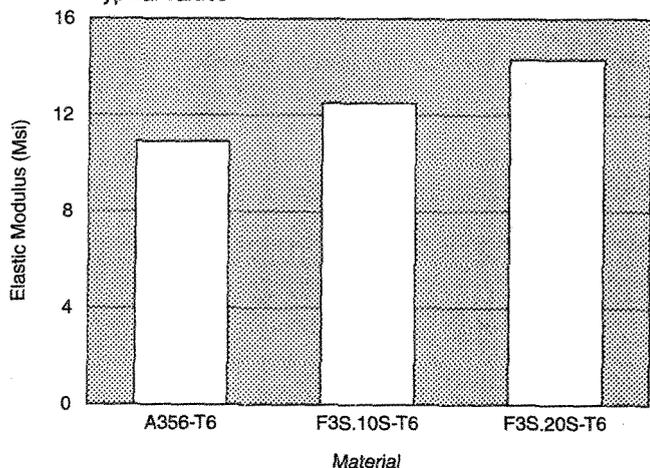
^c Cast-to-size tensile bars per MIL-H-6088 and QQ-A-596.

^d 80 and 241 cast-to-size tensile bars, solutionized at 1000°F for 8 hrs, aged at 310°F for 5 hrs.

^e 6 cast-to-size tensile bars, solutionized at 1000°F for 8 hrs, aged at 475°F for 3 hrs.

^f 6 cast-to-size tensile bars, aged at 650°F for 4 hrs.

Elastic Modulus
Typical values



DURALCAN F3S.20S-T6, Permanent Mold

Compressive Properties
Typical values

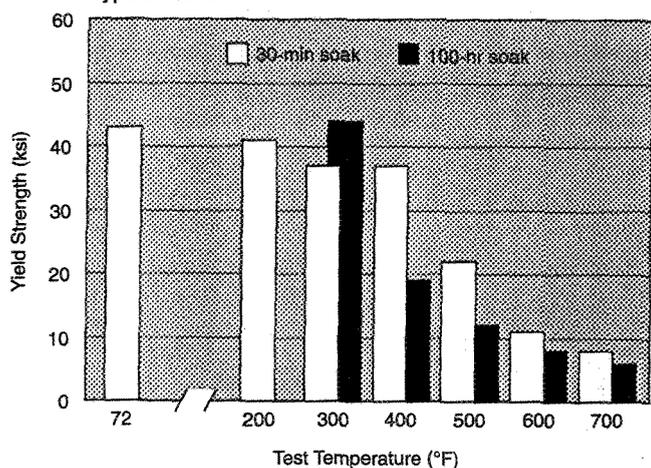
Material	Yield Strength ^a (ksi)	Elastic Modulus ^b (Msi)
F3S.20S-T6	49	14.6

^a 4 cylindrical compression specimens, solutionized at 1000°F for 8 hrs, aged at 310°F for 5 hrs.

^b 5 cylindrical compression specimens, solutionized at 1000°F for 8 hrs, aged at 310°F for 5 hrs.

DURALCAN F3S.20S-T6

High-Temperature Yield Strength
Typical values



High-Temperature Tensile Properties
Typical values for two soak times

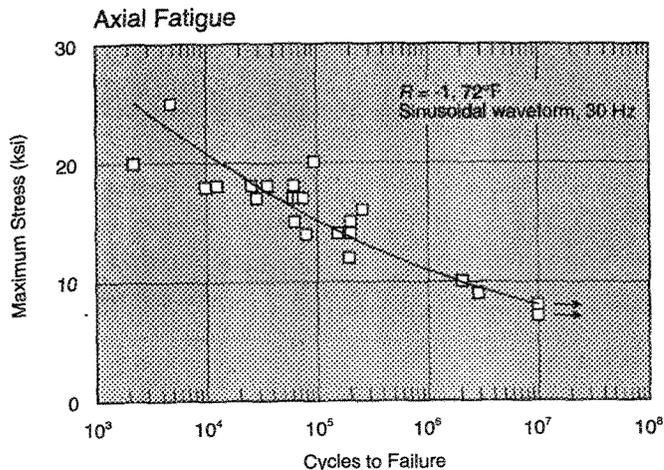
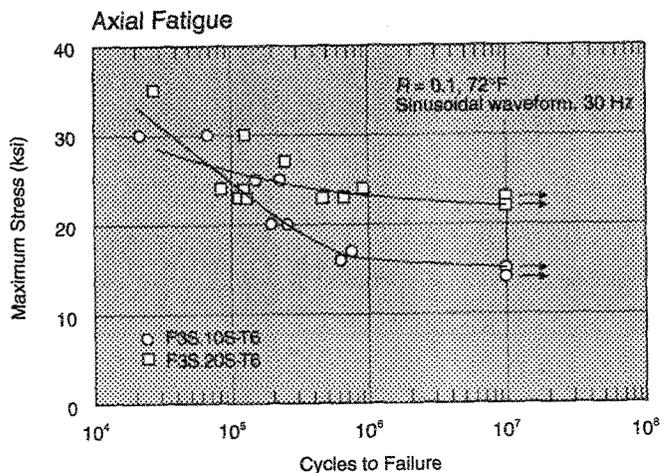
Test Temperature (°F)	Ultimate Strength (ksi)		Yield Strength (ksi)		Elongation (%)	
	30 min ^a	100 hr ^b	30 min ^a	100 hr ^b	30 min ^a	100 hr ^b
72	45	—	43	—	0.3	—
200	43	—	41	—	0.3	—
300	39	46	37	44	0.4	0.4
400	39	21	37	19	0.4	1.7
500	24	14	22	12	0.9	6.0
600	12	10	11	8	5.6	7.7
700	9	7	8	6	5.3	10.0

^a 3 specimens, machined from 1-in. x 6-in. sand-cast blocks.

^b 3 specimens (2 specimens for 300°F run), machined from permanent-mold tensile bars.

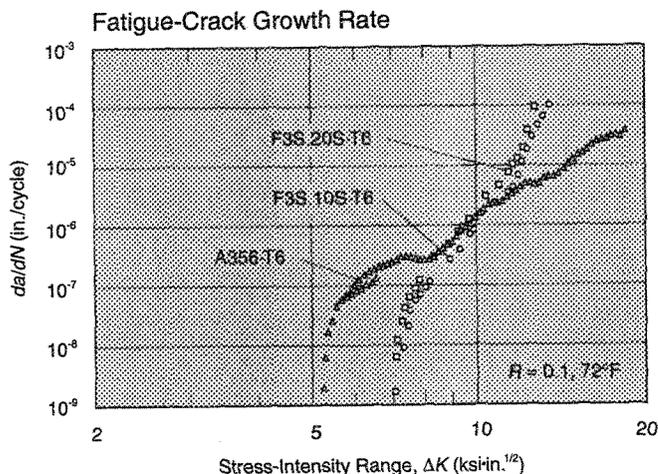
DURALCAN F3S.xxS-T6, Permanent Mold

DURALCAN F3S.20S-T6, Permanent Mold



DURALCAN F3S.xxS-T6, Sand Cast

DURALCAN F3S.xxS-T6, Permanent Mold



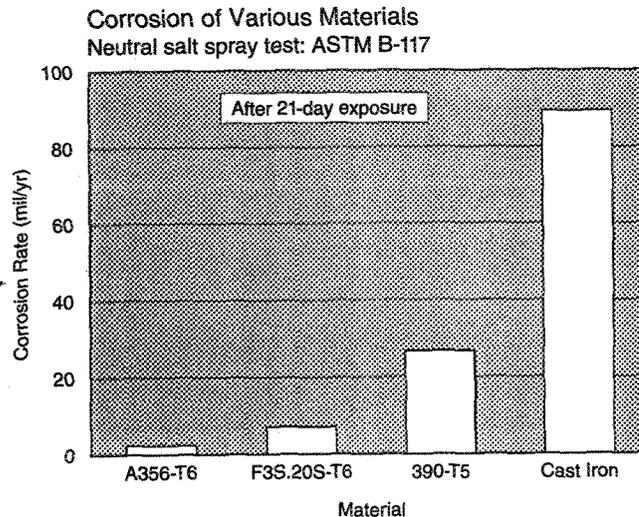
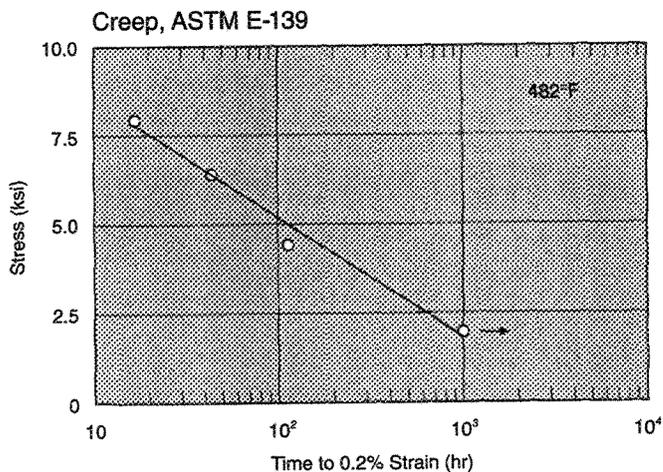
Plane-Strain Fracture Toughness
Typical values
CTS per ASTM E-399 and B-645

Material	K_{IC} (ksi.in. ^{1/2})
A356-T6 ^a	15.8
F3S.10S-T6 ^b	15.8
F3S.20S-T6 ^c	14.5

^a SAE fatigue design and evaluation data.
^b 5 valid tests.
^c 10 valid tests.

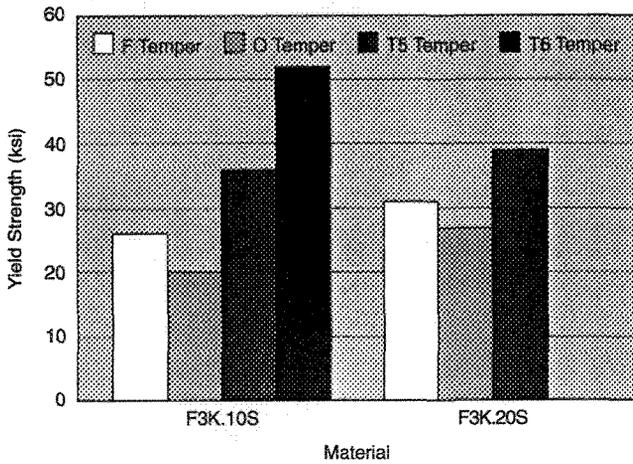
DURALCAN F3S.20S-T71, Permanent Mold

DURALCAN F3S.20S-T6



DURALCAN F3K.xxS, Permanent Mold

Yield Strength
Typical values



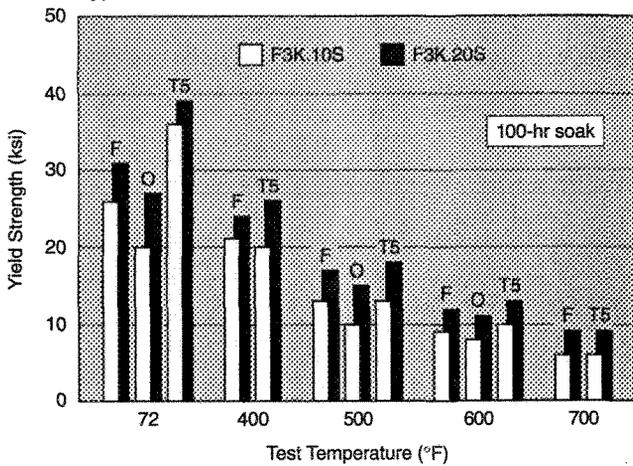
Tensile Properties and Hardness
Typical and (minimum) values^a

Material	Ultimate Strength (ksi)	Yield Strength (ksi)	Elongation ^b (%)	Elastic Modulus (Msi)	Rockwell Hardness, HRB
F3K.10S-F ^c	37 (31)	26 (23)	0.7	12.7	57
F3K.10S-O ^d	33 (28)	20 (16)	1.0	12.7	43
F3K.10S-T5 ^e	39 (35)	36 (32)	0.3	12.7	63
F3K.10S-T6 ^f	54 (48)	52 (46)	0.3	12.7	79
F3K.20S-F ^c	38 (32)	31 (28)	0.4	14.7	70
F3K.20S-O ^d	33 (28)	27 (22)	0.4	14.7	53
F3K.20S-T5 ^e	41 (36)	39 (32)	0.2	14.7	75
F3K.20S-T6 ^f	54 (49)	— ^g	— ^g	14.7	86

^a Minimum values represent 99% confidence interval.
^b Measured by direct reading from stress-strain plot.
^c 45 and 35 cast-to-size tensile bars.
^d 35 and 28 cast-to-size tensile bars, annealed at 650°F for 4 hrs.
^e 93 and 12 cast-to-size tensile bars, aged at 350°F for 5 hrs.
^f 33 and 35 cast-to-size tensile bars, solutionized at 960°F for 8 hrs, aged at 350°F for 5 hrs.
^g Test bars fractured before yielding.

DURALCAN F3K.xxS, Permanent Mold

High-Temperature Yield Strength
Typical values



High-Temperature Tensile Properties
Typical values^a

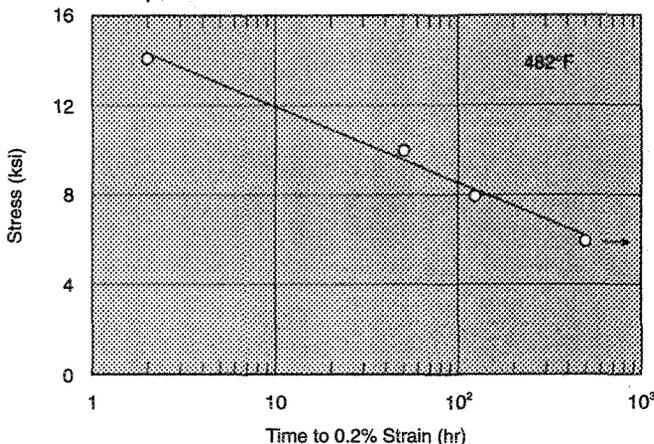
Material	Temp. (°F)	Ultimate Strength (ksi)			Yield Strength (ksi)			Elongation ^b (%)		
		F	O ^c	T5 ^d	F	O ^c	T5 ^d	F	O ^c	T5 ^d
F3K.10S	72	37	33	39	26	20	36	0.7	1.0	0.3
	400	26	—	26	21	—	20	1.0	—	1.0
	500	18	15	18	13	10	13	2.0	3.0	1.7
	600	12	11	13	9	8	10	3.3	2.7	3.0
	700	8	—	8	6	—	6	4.7	—	4.3
F3K.20S	72	38	33	41	31	27	39	0.4	0.4	0.2
	400	27	—	30	24	—	26	1.0	—	1.0
	500	21	19	23	17	15	18	1.0	1.0	1.0
	600	16	14	16	12	11	13	1.0	1.3	1.5
	700	11	—	11	9	—	9	2.7	—	2.7

^a Average of three cast-to-size tensile bars, held at temperature for 100 hrs, then tested at temperature.
^b Measured by direct reading from stress-strain plot.
^c Annealed at 650°F for 4 hrs.
^d Aged at 350°F for 5 hrs.

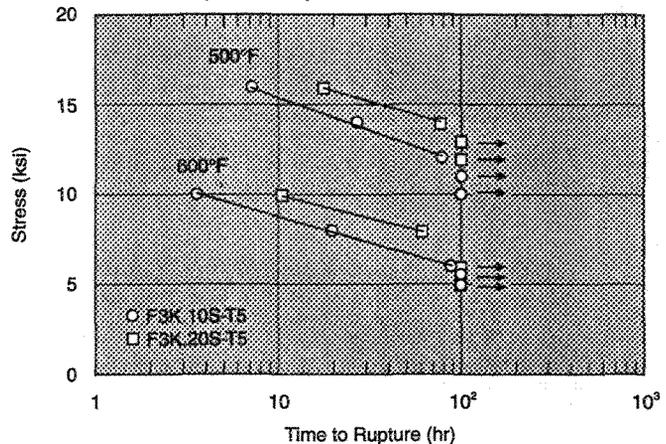
DURALCAN F3K.20S-T5, Permanent Mold

DURALCAN F3K.xxS-T5, Permanent Mold

Creep, ASTM E-139



Stress-Rupture Properties, ASTM E-139



DURALCAN Composites

DURALCAN composites are a family of aluminum matrix composites containing particulate silicon carbide (for the gravity-casting and die-casting materials) or aluminum oxide (for the wrought materials). The composites are manufactured economically in 14,000-lb batches by mixing the ceramic powder into molten aluminum, using a patented process and proprietary technology. The melt is then poured to foundry ingot, extrusion billet, rolling bloom, or rolling ingot. Products can be formed using conventional aluminum fabrication methods, such as casting, extruding, rolling, and forging.

DURALCAN composites are thus manufactured using inexpensive raw materials and a molten-metal primary production method, and products are formed via conventional secondary fabrication methods. The combined result is a family of cost-effective composites for many applications.

TECHNICAL DOCUMENTS

The following technical documents are available from Duralcan USA upon request:

- ▶ Corrosion of **DURALCAN** Foundry Composites (by T. Klimowicz and D. Lloyd)
- ▶ **DURALCAN** Composites Arc Welding Guidelines
- ▶ **DURALCAN** Composites Casting Guidelines
- ▶ **DURALCAN** Composites for Gravity Castings—Property Data (English Units or SI Units)
- ▶ **DURALCAN** Composites for High-Pressure Die Castings—Property Data (English Units or SI Units)
- ▶ **DURALCAN** Composites for Wrought Products—Property Data (English Units or SI Units)
- ▶ **DURALCAN** Composites Machining Guidelines
- ▶ *Electroplating Guidelines for DURALCAN F3S.xxS Composites*
- ▶ Evaluation of the SiC Content and Chemical Composition in **DURALCAN** Composites by Optical Emission Spectroscopy
- ▶ Results of Degassing Experiments of **DURALCAN** F3D.20S (by Mike Skibo)

COVER PHOTOGRAPHS

Photomicrograph (125X) of a permanent-mold tensile bar made from **DURALCAN** F3S.20S composite.

Prototype of an F16 aircraft speed brake [15 x 33 x 4 (max) in.], sand cast in **DURALCAN** F3S.20S by Teledyne Cast Products, Pomona, California.

Prototype of an automotive front-disk-brake rotor (10-in. diam), cast in **DURALCAN** F3S.20S by the lost foam method, by Robinson Foundry, Inc., Alexander City, Alabama.

"Fat Eddie" production golf-club head, investment cast in a **DURALCAN** composite for Langert Golf Company, Inc. (a division of Prince Holdings, Inc.).

Duralcan USA

Division of Alcan Aluminum Corporation

10505 Roselle Street, San Diego, California 92121
Telephone (619) 587-1415 • Fax (619) 587-0920
In the United States: (800) 232-1366

DURALCAN is a registered trademark of Alcan Aluminum Ltd. Copyright © 1992 by Duralcan USA.
Printed in the USA. June 24, 1992

The data in this brochure are continually being refined and updated. Their validity cannot be guaranteed in all applications, however, because Duralcan USA's only products—primary foundry ingot, extrusion billet, rolling bloom, and rolling ingot—are subject to secondary fabrication processes over which Duralcan USA has no control.

DURALCAN