

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

MÉMOIRE PRÉSENTÉ À  
L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI  
COMME EXIGENCE PARTIELLE  
DE LA MAÎTRISE EN SCIENCES APPLIQUÉES

par  
Martin Fortier

Les effets de la rugosité de surface du moule sur la microstructure et la résistance à la déchirure à chaud pour un alliage Al - 4.5%p/p Cu

18 Octobre 2000



### *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.

## RÉSUMÉ

Cet ouvrage porte essentiellement sur l'incidence de la rugosité de la surface refroidissante d'un moule métallique sur la solidification, la microstructure et la résistance à la déchirure à chaud d'un alliage Al-4.5%p/p Cu. La rugosité du moule a influencé la taille des grains près de la surface par la germination et la croissance préférentielles de grains sur les aspérités de surface. Dans le but de modéliser adéquatement l'effet de la rugosité du moule sur la taille des grains, un "coefficient d'efficacité de surface" a été utilisé à l'intérieur d'un modèle de microstructure basé sur le principe d'automates cellulaires. Ce coefficient caractérise l'effet cyclique de la rugosité et représente l'effet combiné du retrait localisé autour des points de contact et de la variation de la quantité de contact liquide / moule. La rugosité de surface du moule a également eu un effet sur la quantité d'eutectique présent dans la microstructure. Les effets du moule sur la microstructure ont influencé la résistance à la déchirure à chaud de l'alliage utilisé. Les échantillons présentant les films liquides intergranulaires les plus fins ont été les plus résistants face à la déchirure à chaud. Ceci est consistant avec les récents modèles reliant la résistance à la déchirure à chaud à la présence de films intergranulaires fragilisant la microstructure durant les derniers instants de la solidification.

## REMERCIEMENTS

J'aimerais tout d'abord grandement remercier mon comité de thèse, Michel Bouchard, Denis Lahaie et Joseph Langlais pour leur support tout au long de cette maîtrise. J'aimerais également remercier Gilles Lemire de la chaire CSMA pour son assistance technique. Un remerciement spécial va à Chris Pelow (Laboratoire d'Alcan à Kingston) et à Réjean Tremblay (CRDA) pour leurs travaux respectifs sur les topographies de surface et l'analyse spectrographique. J'aimerais également remercier Andris Innus (CRDA) et Daniel Larouche (UQAC) pour leur support et leurs commentaires. Finalement, mes sincères appréciations vont également à Alcan international Ltd. et au CQRDA pour leur support financier.

## TABLE DES MATIÈRES

<b>CHAPITRE 1 INTRODUCTION.....</b>	<b>1</b>
1.1 CONTEXTE DE L'ÉTUDE.....	2
1.2 <i>Objectifs du projet</i> .....	3
1.3 <i>Portée du projet</i> .....	3
<b>CHAPITRE 2 THÉORIE DE LA SOLIDIFICATION .....</b>	<b>4</b>
2.1 SOLIDIFICATION D'UN LINGOT À L'INTÉRIEUR D'UN MOULE.....	5
2.2 TRANSFERT DE CHALEUR ENTRE LE LIQUIDE ET LE MOULE.....	5
2.3 GERMINATION.....	6
2.3.1 <i>Germination homogène et hétérogène.</i> .....	6
2.3.2 <i>Taux de germination</i> .....	9
2.3.3 <i>Effet de la mouillabilité sur le taux de germination</i> .....	10
2.3.4 <i>Germination instantanée et continue</i> .....	12
2.4 CROISSANCE.....	14
2.4.1 <i>Croissance au niveau atomique</i> .....	15
2.4.2 <i>Croissance au niveau du cristal</i> .....	16
2.4.3 <i>Croissance au niveau du lingot</i> .....	17
<b>CHAPITRE 3 COULÉE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM.....</b>	<b>20</b>
3.1 MÉTHODES DE COULÉE.....	21
3.1.1 <i>La coulée en lingotière d'acier</i> .....	21
3.1.2 <i>La coulée continue</i> .....	22
3.1.3 <i>La coulée semi-continue</i> .....	22
3.2 INCONVÉNIENTS ET PROBLÈMES ASSOCIÉS À LA COULÉE DC.....	24
3.2.1 <i>Zone de marais</i> .....	24
3.2.2 <i>Zone d'écorce</i> .....	25

3.2.3	<i>Qualité de surface du lingot</i> .....	26
3.2.4	<i>Déchirure à chaud</i> .....	27
<b>CHAPITRE 4 ÉTUDES ANTÉRIEURES SUR LES EFFETS DE SURFACE DES MOULES</b> .....		<b>30</b>
4.1	EFFETS MICROSCOPIQUES .....	31
4.1.1	<i>Transfert thermique</i> .....	31
4.1.2	<i>Germes prédendritiques</i> .....	33
4.2	EFFETS MACROSCOPIQUES .....	34
4.2.1	<i>Transfert de chaleur global</i> .....	34
4.2.2	<i>Microstructure</i> .....	35
4.3	EFFET DE LA MÉTHODE DE COULÉE.....	38
<b>CHAPITRE 5 MÉTHODOLOGIE ET RÉSULTATS</b> .....		<b>40</b>
5.1	MÉTHODOLOGIE .....	41
5.1.1	<i>Alliage</i> .....	41
5.1.2	<i>Plaques de refroidissement</i> .....	42
5.1.3	<i>Appareil de solidification dirigée</i> .....	43
5.1.4	<i>Appareil de mesure de la résistance mécanique à haute température</i> .....	45
5.1.4	<i>Analyse de la microstructure</i> .....	48
5.2	RÉSULTATS.....	49
5.2.1	<i>Évaluation de surface</i> .....	49
5.2.2	<i>Microstructure</i> .....	51
5.2.3	<i>Essais mécaniques</i> .....	55
<b>CHAPITRE 6 DISCUSSION</b> .....		<b>57</b>
6.1	INFLUENCE DE LA RUGOSITÉ DE SURFACE SUR LA MICROSTRUCTURE .....	58
6.1.1	<i>Situation idéalisée</i> .....	58
6.1.2	<i>Situation réelle</i> .....	60

6.1.3	<i>Modélisation de la microstructure</i> .....	62
6.1.4	<i>Variation cyclique de la rugosité de surface</i> .....	66
6.2	INFLUENCE DE LA RUGOSITÉ DE SURFACE SUR LA RÉSISTANCE À LA DÉCHIRURE À CHAUD .....	67
<b>CHAPITRE 7 CONCLUSIONS</b> .....		<b>70</b>
<b>REFERENCES</b> .....		<b>73</b>
<b>ANNEXE 1 CALCUL DU CONTACT ENTRE LE MÉTAL LIQUIDE ET LES ASPÉRITÉS DE SURFACE</b> .....		<b>76</b>
<b>ANNEXE 2 MODÈLE DE MICROSTRUCTURE</b> .....		<b>79</b>

## TABLE DES FIGURES

Figure 1 - Rayon critique d'un germe stable d'aluminium pur à différentes valeurs de surfusion.....	7
Figure 2 - Énergie libre de Gibbs critique pour la germination .....	8
Figure 3 - Germination hétérogène sur une paroi. ....	9
Figure 4 - Taux de germination de l'aluminium pur en fonction de la température pour différents angles de mouillage.....	12
Figure 5 - Germination instantanée en fonction de la surfusion $\Delta T$ .....	13
Figure 6 - Germination continue en fonction de la surfusion $\Delta T$ .....	14
Figure 7 - Position d'atomes sur une interface en fonction du nombre de proches voisins .....	15
Figure 8 - Représentation schématique de la croissance de cristaux dendritiques .....	17
Figure 9 - Solidification d'un lingot à l'intérieur d'un moule.....	18
Figure 10 - Schéma du système de coulée en lingotière mobile et refroidie à l'eau .....	23
Figure 11 - Schématisation de la zone de marais à l'intérieur d'un lingot de coulée DC....	25
Figure 12 - Formation d'une déchirure à chaud à partir de la surface libre du lingot .....	29
Figure 13 - Schématisation de la théorie de film liquide contraint pouvant représenter les conditions de déchirure à chaud.....	29
Figure 14 - Vue microscopique de différents états de surface. ....	32
Figure 15 - Transfert de chaleur sur les aspérités et dans les vallées.....	33
Figure 16 - Germes prédendritiques.....	34
Figure 17 - Courbe présentant la densité des germes en fonction de la rugosité de surface du moule .....	36

Figure 18 - Micrographie d'une surface tel que coulée présentant des germes prédendritiques et les grains résultant de la germination .....	37
Figure 19 - Effet du substrat sur le de transfert de chaleur et la densité de germes prédendritiques .....	37
Figure 20 - Susceptibilité à la déchirure à chaud pour les alliages binaires Al-Cu.....	42
Figure 21 - Topographies de surface des plaques de refroidissement.....	44
Figure 22 - Schéma du montage simple de solidification dirigée. ....	45
Figure 23 - Montage permettant de mesurer la résistance mécanique du métal lors de sa solidification (DCSS). ....	46
Figure 24 - Schéma du module de solidification et de la procédure utilisée .....	47
Figure 25 - Zones d'observations métallographiques.....	48
Figure 26 - Micrographie d'une surface tel que coulée sur une plaque rugueuse .....	50
Figure 27 - Micrographie d'une surface tel que coulée sur une plaque lisse .....	50
Figure 28 - Taille de grains à 100 $\mu\text{m}$ de la surface, en fonction de la rugosité de surface ( $R_a$ ) de la plaque, pour les expériences effectuées sur le montage de solidification dirigée. ....	52
Figure 29 - Taille de grains à différente profondeur de la surface, en fonction de la rugosité de surface ( $R_a$ ) de la plaque, pour les expériences effectuées sur le montage de solidification dirigée. ....	52
Figure 30 - Quantité d'eutectique en fonction de la rugosité de surface ( $R_a$ ) de la plaque, pour les expériences effectuées sur le montage de solidification dirigée. ....	53
Figure 31 - Micrographie présentant une microstructure typique des échantillons coulés à l'aide de l'appareil de solidification dirigée. ....	53

Figure 32 - Taille de grains mesurée sur des échantillons ayant subit un essai de traction à une température près de la température eutectique. ....	54
Figure 33 - Pourcentage d'eutectique mesuré sur des échantillons ayant subit un essai de traction à une température près de la température eutectique d'équilibre. ....	55
Figure 34 - Force maximale pour l'obtention d'une déchirure à chaud en fonction de la température et de la rugosité de surface de la plaque de refroidissement. ....	56
Figure 35 - Effet idéalisé de la rugosité de surface $\lambda$ sur la taille résultante des grains.....	59
Figure 36 - Taille de grains mesurée et idéalisée en fonction de la rugosité de la distance moyenne entre les aspérités de la plaque. ....	60
Figure 37 - Solidification sur une plaque lisse.....	61
Figure 38 - Rapport de la rugosité de l'échantillon sur la rugosité de la plaque de refroidissement en fonction de la distance moyenne entre les aspérités.....	61
Figure 39 - Contact effectif à chaque aspérité en fonction de la rugosité.....	63
Figure 40 - Solidification sur une plaque rugueuse .....	63
Figure 41 - Représentation graphique du coefficient d'efficacité de surface .....	64
Figure 42 - Résultats de la simulation à l'aide d'un modèle de microstructure d'automates cellulaire, adapté pour inclure le coefficient de rugosité de surface. ....	66
Figure 43 - Schéma illustrant des cas où la rugosité secondaire est plus déterminante pour la taille des grains que la rugosité primaire.....	67
Figure 44 - Résistance à la déchirure à chaud en fonction de la taille estimée des films liquides intergranulaires ou interdendritiques.....	69
Figure 45 - Graphique représentant le contact entre le métal liquide et le moule pour un patron de surface fait avec un papier de 24 grit.....	78

**TABLE DES TABLEAUX**

Tableau I - Composition typique de l'alliage binaire Al-4.5 %p/p Cu obtenue par analyse spectrographique.....	42
Tableau II - Rugosité de surface des plaques de refroidissement exprimée en fonction du coefficient $R_a$ et de la distance moyenne ( $\lambda$ ) entre les aspérités de surface.....	43
Tableau IV - Paramètres permettant de calculer le coefficient d'efficacité de surface pour les conditions d'expérimentation utilisées dans cette étude.....	65
Tableau V - Variation de la taille du film liquide et de la force pour déchirure à chaud en fonction de la rugosité de la plaque de refroidissement, obtenue pour le DCSS.....	68

CHAPITRE 1  
INTRODUCTION

## CHAPITRE 1

### INTRODUCTION

#### 1.1 Contexte de l'étude

Le souci d'amélioration des pratiques en cours est chose courante en usine. Fréquemment, on étudie et modifie quelques paramètres qui permettront un gain de productivité ou de qualité. La coulée semi-continue en lingotière mobile, mieux connue sous le nom de coulée DC (Direct Chill), fait partie du lot de procédés en constantes améliorations. Plusieurs recherches et travaux ont été effectués sur l'efficacité des modes de refroidissement primaire (contact moule/métal) et secondaire (contact eau/lingot) ainsi que sur le type et la quantité de lubrifiant à utiliser. Par contre, peu d'études se sont penchées sur le fini de surface du moule. Le moule, faisant contact avec le métal liquide qui se solidifie pour donner lieu à une croûte de métal solide, est responsable du refroidissement primaire du métal. La qualité de surface du lingot et la nature de la microstructure initialement formée dépendent donc de celui-ci. Un moule mal préparé peut engendrer des défauts qui résulteront en un rebutage important de métal. Comme le métal qui quitte le moule est dans un état semi-solide, certains défauts originent d'une faible résistance mécanique à l'état semi-solide. Différentes conditions de surface du moule (poli, rugueux, strié) sont donc régulièrement utilisées pour assurer une coulée appropriée en fonction du type d'alliage. Ces variations de la rugosité de surface du moule ont été étudiées et il a été démontré que le fini de surface du moule exerce une influence visible

sur des pièces coulées. Cependant, l'effet de ces différentes conditions, au niveau de la microstructure et de la résistance mécanique à l'état semi-solide, n'a pas encore été documenté.

## **1.2 Objectifs du projet**

Le projet se veut d'étudier l'effet de la micro-géométrie du moule, i.e. la rugosité de la surface, sur la microstructure et sur la résistance à l'état semi-solide. Plus spécifiquement, on se propose de déterminer l'effet microstructural en mesurant les variations de la taille des grains et de la fraction volumique d'eutectique et d'en préciser les causes. On se propose également de faire des essais mécaniques à l'état semi-solide en utilisant des moules présentant différentes rugosités de surface pour déterminer la variation de la résistance du métal dans l'état semi-solide. Dans le but de faciliter l'analyse des résultats, la présente étude se fera à l'aide d'un alliage binaire simple d'aluminium, soit le Al - 4.5% Cu.

## **1.3 Portée du projet**

Le projet s'effectuera expérimentalement sur deux appareils. Un premier appareil permettra l'évaluation rapide de l'influence de la rugosité sur la microstructure. Le deuxième appareil permettra l'évaluation de la résistance à la déchirure à chaud. Les expérimentations s'effectueront sur un alliage binaire seulement. Cet alliage est à base d'aluminium avec ajout de 4.5% poids de cuivre. Les expériences s'effectueront sur des plaques présentant un patron similaire mais de rugosités différentes. Une large gamme de rugosité sera couverte ( $R_a = 0.1 \mu\text{m}$  à  $13.8 \mu\text{m}$ ). Le matériau composant la plaque ne changera pas. De plus, aucun lubrifiant ou revêtement ne sera appliqué à sa surface.

CHAPITRE 2  
THÉORIE DE LA SOLIDIFICATION

## CHAPITRE 2

### THÉORIE DE LA SOLIDIFICATION

#### 2.1 Solidification d'un lingot à l'intérieur d'un moule

Lors de la solidification du métal liquide à l'intérieur d'un moule, plusieurs principes entrent en jeu. Lors du contact, il s'établit un transfert de chaleur entre la masse de métal liquide et le moule, une formation de germes à la paroi du moule ainsi que dans la masse de métal liquide et une croissance des grains. Ces phénomènes seront abordés plus en détail dans ce chapitre.

#### 2.2 Transfert de chaleur entre le liquide et le moule

Lors du remplissage du moule avec le métal liquide, un transfert de chaleur s'établit entre la masse de métal liquide et le moule. Le gradient de température existant entre le métal chaud et la paroi refroidie du moule est la force motrice pour cet échange thermique. Le transfert de chaleur s'effectue principalement par conduction de chaleur de la zone chaude vers la zone froide :

$$q_c = hA(T_M - T_L) \quad (2.1)$$

où  $q_c$  est le taux de transfert de chaleur,  $h$  est le coefficient de transfert de chaleur,  $A$  la surface de contact,  $T_m$  est la température du moule et  $T_L$  la température du métal liquide. Dû au transfert de chaleur à travers le moule, un gradient de température s'établit

graduellement à l'intérieur du métal liquide jusqu'à la fin de la solidification. Durant la coulée DC, le coefficient de transfert de chaleur entre le moule et le métal liquide se situe à une valeur moyenne de  $4000 \text{ W} / \text{m}^2\text{K}$  lors du régime permanent. Le taux de refroidissement quant à lui varie de 1 à  $10 \text{ }^\circ\text{C}/\text{sec}$ .

## **2.3 Germination**

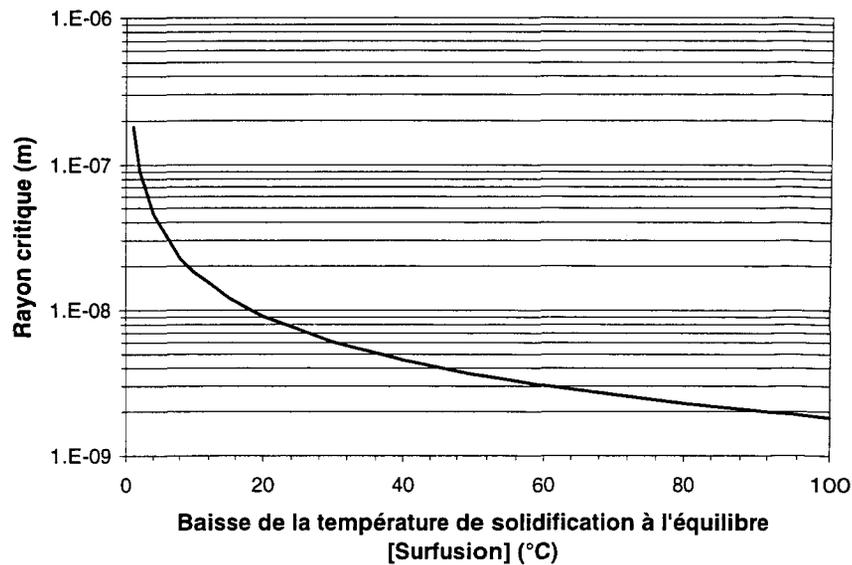
Le passage d'un métal de l'état liquide à l'état solide requiert un réarrangement des atomes en une phase plus stable thermodynamiquement. Ces premiers amas d'atomes organisés sous une forme de réseaux cristallins sont appelés germes et ils constituent le point de départ de la solidification, soit la germination.

### ***2.3.1 Germination homogène et hétérogène.***

Deux formes de germination peuvent survenir lors de la solidification d'un métal liquide: la germination homogène et la germination hétérogène. Le premier type de germination est appelée germination homogène, car la formation du germe fait passer un système homogène (liquide seulement) à un système hétérogène (liquide + cristaux). Le germe homogène se forme à partir d'un amas d'atomes s'étant regroupés spontanément pour former une particule solide. Si, à une température donnée, l'amas d'atomes a un rayon inférieur au rayon critique, celui-ci sera instable et refondra immédiatement. Par contre, si la particule formée est de rayon plus grand que le rayon critique, cette particule est stable et est considérée comme étant un germe. Elle sera alors une amorce pour la croissance d'un grain. Il est possible de calculer le rayon critique ( $r^*$ ) d'un germe qui se forme dans un liquide comportant une surfusion  $\Delta T_f$  [1] à l'aide de la formule suivante:

$$r^{\circ} = \frac{2\gamma_{S/L}}{\Delta T \Delta S_f} \quad (2.2)$$

où  $\gamma_{S/L}$  est l'énergie d'interface solide / liquide,  $\Delta T$  la surfusion et  $\Delta S_f$  l'entropie de fusion. Ce rayon critique pour la formation d'un germe homogène stable a été calculé pour l'aluminium pur à différentes températures et est présenté à la figure 1.



**Figure 1 - Rayon critique d'un germe stable d'aluminium pur à différentes valeurs de surfusion.**

Une autre façon de voir la condition critique pour la germination est de prendre en considération les termes volumétriques et d'interfaces de l'énergie libre de Gibbs du système réactionnel:

$$\Delta G = \Delta G_i + \Delta G_v = \gamma_{S/L} A + (-\Delta S_f \Delta T) V \quad (2.3)$$

En supposant un germe sphérique de volume  $V$  et d'aire  $A$ :

$$\Delta G = \gamma_{S/L} 4\pi r^2 - \frac{\Delta S_f \Delta T \cdot 4\pi r^3}{3} \quad (2.4)$$

À des températures plus élevées que le point de fusion,  $\Delta G_v$  et  $\Delta G_i$  sont tous deux positifs et croient avec le rayon de la particule. Au point de fusion,  $\Delta G_i$  augmente toujours avec le rayon mais  $\Delta G_v = 0$ , car à cette température l'équilibre solide / liquide existe. À des températures inférieures au point de fusion, le terme  $\Delta G_v$  change de signe. Il y aura alors une compétition entre le terme d'énergie libre d'interface et celui de volume. Comme le terme  $\Delta G_i$  croît plus rapidement que  $\Delta G_v$  pour de faibles rayons et que par après la puissance 3 du terme de volume prend le dessus, la somme des  $\Delta G$  susmentionnés passera par un maximum pour un rayon critique  $r^o$  (figure 2). L'énergie libre de Gibbs critique peut donc être définie comme étant la valeur du maximum à franchir pour obtenir la germination :

$$\Delta G_{n^o} = \left( \frac{16\pi}{3} \right) \left( \frac{\gamma_{S/L}^3}{(\Delta S_f \Delta T)^2} \right) \quad (2.5)$$

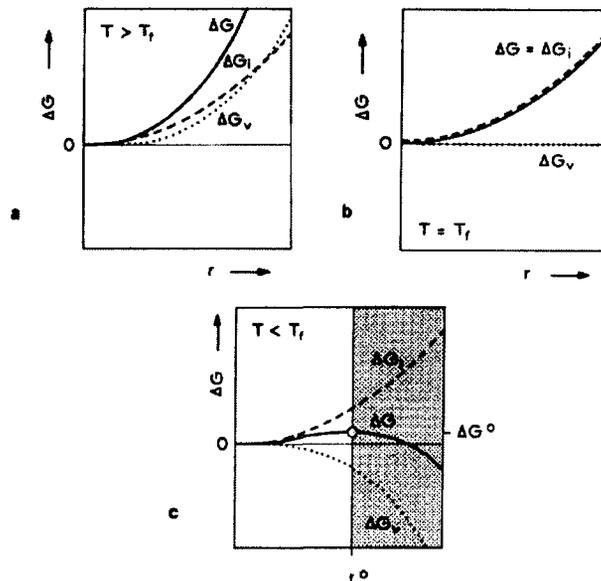
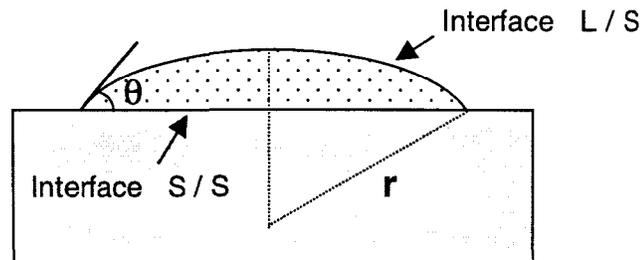


Figure 2 - Énergie libre de Gibbs critique pour la germination. a)  $T > T_f$ , b)  $T = T_f$ , c)  $T < T_f$  [1].

Une autre forme de germination est la germination hétérogène. Celle-ci a lieu lorsque le métal liquide contient des particules solides étrangères, lorsqu'il est en contact avec de l'oxyde ou lorsqu'il est en contact avec une paroi d'un moule. Une partie de l'interface solide/liquide du germe est alors remplacée par une interface solide/solide de moindre énergie (figure 3). L'énergie libre de Gibbs critique (énergie d'activation) se trouve donc à être diminuée ainsi que le nombre d'atomes nécessaires pour atteindre un germe de la taille critique. La valeur du rayon critique n'est cependant pas affectée. Il est seulement plus facile d'atteindre cette valeur pour une germination hétérogène qu'homogène. Le mode de germination hétérogène est donc le mode de germination principal lors de la solidification.



**Figure 3 - Germination hétérogène sur une paroi.**

### **2.3.2 Taux de germination**

Comme chacun des germes formés produit normalement un grain solide, le taux de germination ( $I$ ) est donc des plus importants pour la détermination de la microstructure. Celui-ci se définit comme étant le nombre de germes formés par unité de volume ( $m^3$ ) dans un temps précis (s) et peut être exprimé sous la forme [1] :

$$I = I_0 \exp \left[ -\frac{\Delta G_n^\circ + \Delta G_d}{k_B T} \right] \quad (2.6)$$

où  $\Delta G_n^\circ$  est l'énergie d'activation critique pour la formation d'un germe et  $\Delta G_d$  est l'énergie d'activation nécessaire pour le transfert d'atomes à travers l'interface liquide/solide. Le terme  $k_b$  est la constante de Boltzmann ( $1.38 \times 10^{-23}$  J/K) et  $I_0$  est un facteur pré-exponentiel. Une diminution de la température (T) permet la formation de germes ayant une taille critique plus petite mais du même coup contribue à une diminution du nombre d'atomes transférés du liquide au germe. Ces tendances opposées amènent la formation d'un maximum pour le taux de germination. Ce maximum se situe à une température critique ( $T_c$ ) entre le point de fusion et le zéro absolu.

Pour de faibles valeurs de surfusion ( $\Delta T$ ), il a été démontré [1] que la valeur de la portion exponentielle  $\exp[-\Delta G_d/k_B T]$  est approximativement égale à 0.01 et le terme  $I_0$  est approximativement  $10^{41} \text{m}^{-3} \text{s}^{-1}$ . L'équation du taux de germination devient donc :

$$I = 10^{39} \exp \left[ -\frac{\Delta G_n^\circ}{k_B T} \right] \quad (2.7)$$

### **2.3.3 Effet de la mouillabilité sur le taux de germination**

Lors de la coulée de lingot, la germination se produit presque exclusivement sous forme de germination hétérogène car il est plus facile d'obtenir le rayon critique avec ce type de germination que dans le cas d'une germination homogène. Les parois du moule ainsi que les affineurs de grains ou les impuretés agissent alors à titre de site de

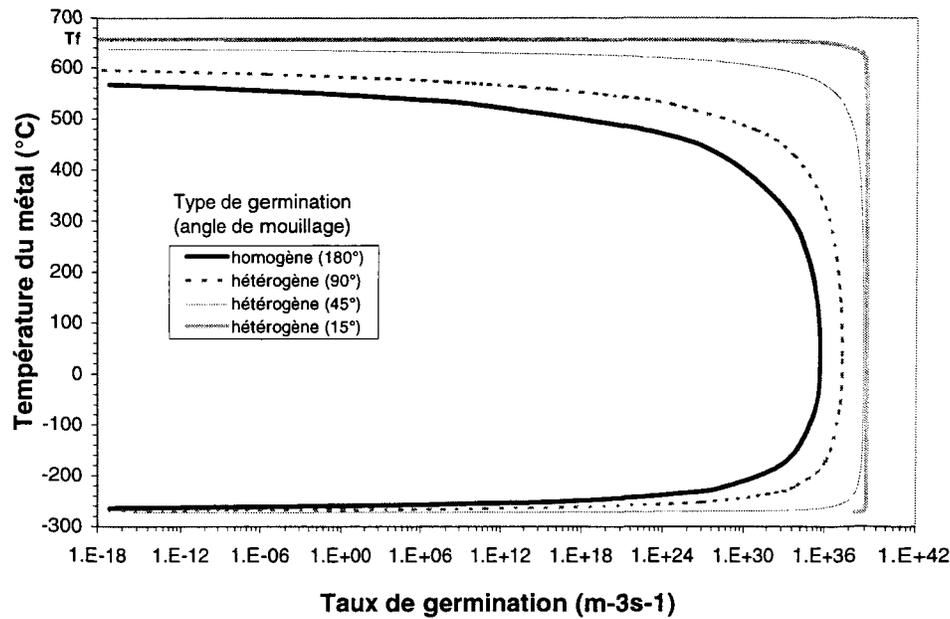
germination. La mouillabilité du métal liquide sur la surface du moule ou sur la surface d'une particule joue un rôle primordial sur la facilité à la germination. Plus l'angle de mouillage ( $\theta$ ) est petit (donc plus le métal liquide mouille la surface), meilleur sera le contact entre le métal liquide et la surface. L'effet de l'angle est défini par :

$$f(\theta) = \frac{(2 + \cos\theta)(1 - \cos\theta)^2}{4} \quad (2.8)$$

où l'angle de mouillabilité  $\theta$  a été présenté à la figure 3. Ce plus grand contact permet alors de remplacer une plus grande partie de l'interface solide/liquide par une interface de moindre énergie solide/solide et de favoriser ainsi la germination.

En utilisant les formules d'énergie libre, du coefficient de mouillabilité ( $f(\theta)$ ) ainsi que de la formule du taux de germination, il est alors possible de déterminer l'effet de l'angle de mouillabilité sur le taux de germination. Des calculs ont été faits pour de l'aluminium pur à des angles de mouillage de 180, 90, 45 et 15° et sont présentés à la figure 4.

L'angle de mouillage a donc un effet très important sur le taux de germination pour des surfusions faible. Par exemple, pour une surfusion de 60°C, le taux de germination peut varier énormément, de 1 germe à tous les  $2.28 \times 10^{18}$  ans pour un angle de mouillage de 90° à  $1.4 \times 10^{32}$  germes par secondes pour un angle de mouillage de 45°. Des particules formant une interface à basse énergie lorsqu'en contact avec le métal solide, i.e. possédant une structure atomique similaire au germe, améliorent la mouillabilité du métal liquide. Il en découle donc un taux de germination plus élevé.



**Figure 4 - Taux de germination de l'aluminium pur en fonction de la température pour différents angles de mouillage.**

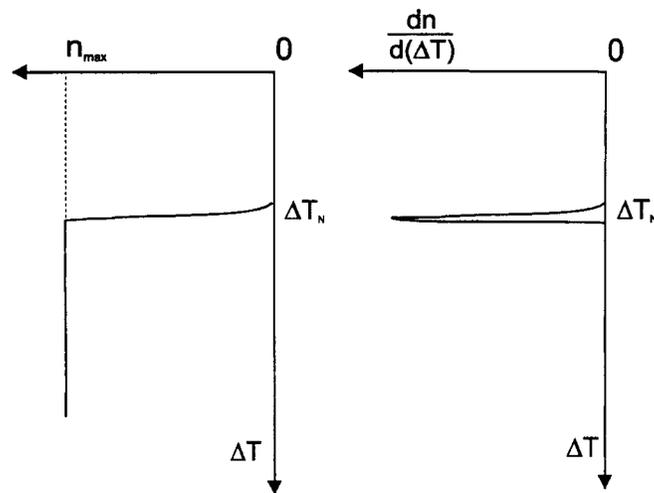
### 2.3.4 Germination instantanée et continue

Les modèles classiques de germination hétérogène [2] présentent le taux de germination hétérogène  $\dot{n}$  à une surfusion  $\Delta T$  égalant :

$$\dot{n} = \frac{dn}{dt} = K_1 [n_{\max} - n(t)] \exp\left(\frac{-K_2}{T(\Delta T)^2}\right) \quad (2.9)$$

où  $K_1$  est fonction de la fréquence de collision entre les atomes du liquide et les sites de germination hétérogènes.  $K_2$  est relié à l'énergie d'interface entre le germe, le liquide et la zone de germination hétérogène. Les termes  $n_{\max}$  et  $n(t)$  représentent respectivement la densité de site de germination disponible et la densité de germination (densité de grains)

au temps  $t$ . Le taux de germination est présenté à la figure 5 en fonction de la surfusion  $\Delta T$ . Il est facilement observable qu'au-dessus de la surfusion critique de germination  $\Delta T_n$ , pratiquement aucun germe n'est présent. Par contre, dès que la surfusion critique a été atteinte, la densité de germes croît très rapidement pour atteindre une limite définie par  $n_{max}$ . Pour ce modèle, la densité finale de grains est donc quasi indépendante des conditions de solidification, phénomène qui n'est cependant pas observé expérimentalement.

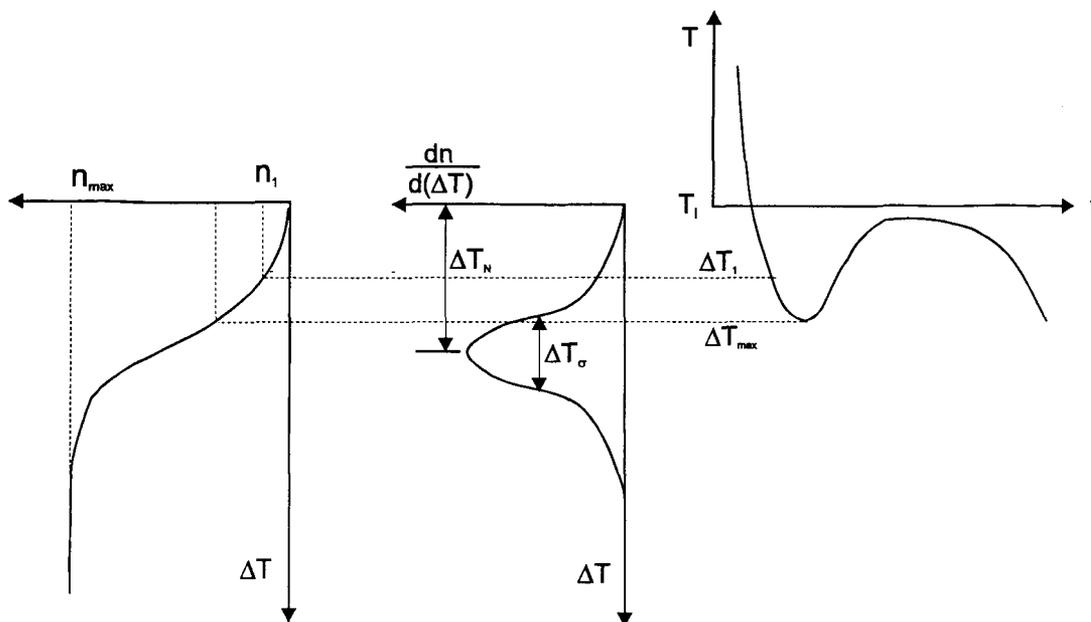


**Figure 5 - Germination instantanée en fonction de la surfusion  $\Delta T$  [2].**

La germination se présenterait donc plutôt comme un modèle continu [2]. Ce modèle de germination continu assume une dépendance continue de  $n(t)$  à la température.

$$\dot{n} = \frac{dn}{dT} = \frac{n_{max}}{\sqrt{2\pi}\Delta T_\sigma} \exp\left(-\frac{(\Delta T - \Delta T_n)^2}{2(\Delta T_\sigma)^2}\right) \quad (2.10)$$

où  $n_{\max}$  est la densité initiale de site de germination. Le taux de germination adopte une distribution Gaussienne en fonction de la surfusion  $\Delta T$  (figure 6), où  $\Delta T_n$  représente la surfusion moyenne et  $\Delta T_\sigma$  l'écart-type. Ces paramètres, ainsi que  $n_{\max}$ , peuvent être déduits à partir d'expériences d'analyses thermiques différentielles.



**Figure 6 - Distribution Gaussienne du taux de germination continue en fonction de la surfusion  $\Delta T$  [2].**

## 2.4 Croissance

La croissance de grains est l'étape suivant la germination. Durant cette étape, des atomes viendront graduellement s'ajouter aux germes pour former un grain. Par la suite, les atomes continueront à s'ajouter en périphérie du grain faisant croître celui-ci. La morphologie des grains dépendra donc des conditions de croissance prévalant au voisinage de celui-ci.

### 2.4.1 Croissance au niveau atomique

Le taux de croissance d'un grain dépend de la différence entre le taux d'attachement et de détachement d'atomes à l'interface. Le taux d'attachement dépend du taux de diffusion dans le liquide. Le taux de détachement est fonction du nombre de proches voisins liant l'atome au cristal.

Un atome peut prendre 5 positions possibles dans une interface (voir figure 7). Les positions sont numérotées en fonction du nombre de proches voisins. Plus l'atome a de proches voisins, plus celui-ci sera difficilement détachable de l'interface. Il aura donc une plus grande probabilité de demeurer dans le cristal. La force liant l'atome au solide par rapport à la force le liant au liquide doit donc être plus grande pour un atome en position 1 qu'en position 5, dû à son nombre plus petit de proches voisins. Il est alors nécessaire d'avoir une surfusion plus grande, augmentant ainsi la force de liaison au solide, pour garder un atome en position 1 plutôt qu'en position 5.

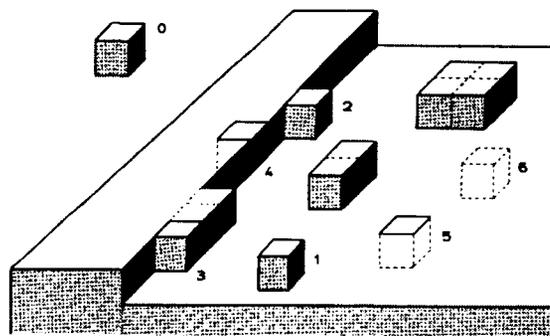


Figure 7 - Position d'atomes sur une interface en fonction du nombre de proches voisins [1].

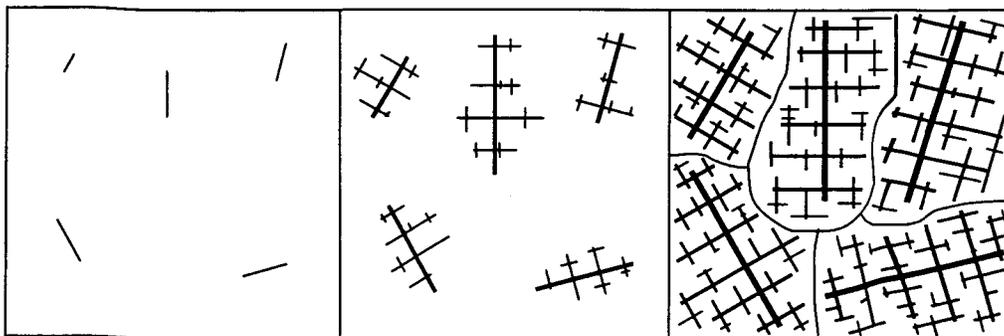
Les métaux, de par leur structure, densité et liens atomiques similaires entre la phase liquide et solide, ont une transition liquide à solide graduelle. L'interface est alors rugueuse et comporte plusieurs dénivelés où peuvent s'accrocher les atomes arrivant du liquide. Une façon probable de croissance de l'interface serait donc par addition d'atomes de type 3 jusqu'à ce qu'une rangée soit complétée. Par la suite, l'addition d'un atome du type 2 pour débiter une nouvelle rangée. Ce cycle serait répété jusqu'au remplissage d'une couche complète. Une nouvelle couche serait alors amorcée par l'apport d'un atome en position 1. Cependant, cette position est très peu favorable et nécessite une surfusion importante pour que l'atome puisse demeurer en position.

#### ***2.4.2 Croissance au niveau du cristal***

L'ajout d'atomes à l'interface solide / liquide fait croître le cristal. Cependant, l'intégration d'un atome à l'interface solide fait baisser son niveau d'énergie. Pour qu'il y ait croissance du cristal il faut donc qu'il y ait dissipation de l'énergie associée à la baisse de niveau d'énergie des atomes à l'interface. Cette évacuation d'énergie se produit sous forme de rejet de chaleur à l'intérieur du liquide à l'interface solide / liquide. Cette chaleur dégagée lors de la solidification est appelée chaleur latente.

Due au gradient de chaleur présent, la chaleur latente dégagée n'est pas immédiatement évacuée. Le cristal croissant se retrouve donc à une température plus élevée que le métal liquide environnant. Dans ces conditions, un plan de croissance uniforme est moins stable qu'une pointe faisant saillie dans le métal liquide en surfusion. La géométrie de la pointe présentant une surface de contact plus grande qu'une interface

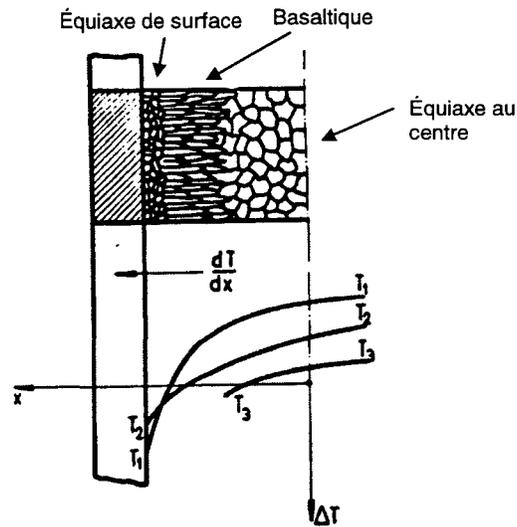
plane, celle-ci peut croître plus facilement. La direction de croissance de la pointe se fait perpendiculairement au plan cristallin d'énergie minimum. Dans le cas de l'aluminium, la direction de croissance préférentielle est [001], due à son réseau cristallin de type cubique à face centrée (cfc). Les pointes croissent et le tronc se forme. Par la suite, d'autres pointes croissent perpendiculairement au tronc et forment des branches, des rameaux, des brindilles et ce perpendiculairement les uns aux autres (figure 8). Cette forme de croissance, appelé dendritique, est la principale forme de croissance dans un alliage. L'espacement entre les bras de dendrites secondaires (branches) est principalement fonction du taux de solidification et donne donc un bonne idée du temps local de solidification.



**Figure 8 - Représentation schématique de la croissance de cristaux dendritiques [3].**

### ***2.4.3 Croissance au niveau du lingot***

La solidification à travers une paroi refroidie d'un moule résulte en 3 différentes zones de microstructure à l'intérieur du lingot (figure 9).



**Figure 9 - Solidification d'un lingot à l'intérieur d'un moule et évolution de la microstructure [3].**

La première zone, directement en contact avec le moule, est le résultat d'une germination abondante de grains sur la paroi du moule, résultant en une zone de grains équiaxes fins. La germination abondante de grains fins et peu orientés est due à la présence d'une grande surfusion aux environs de l'interface moule / liquide (courbe T1 - figure 9) due au gradient thermique très prononcé.

Au fur et à mesure que la première couche solide s'épaissit, le gradient thermique diminue ainsi que la surfusion au front de solidification (courbe T2 - figure 9). La surfusion restreinte et le gradient thermique encore prononcé résultent en la croissance préférentielle de certains grains de la zone équiaxe de surface plutôt que la germination de nouveaux grains. Les grains qui croîtront préférentiellement sont les grains dont l'orientation cristallographique primaire se rapproche de la direction principale d'extraction

de chaleur. Les grains allongés caractéristiques de cette deuxième zone sont appelés grains basaltiques.

La troisième zone apparaît au centre du lingot. La solidification prononcée du lingot fait que celui-ci se détache de la paroi du moule en raison du retrait. Ceci résulte en une réduction appréciable du gradient thermique (courbe T3 - figure 9). À ce moment, la température du métal liquide et la ségrégation présente font qu'il existe une surfusion suffisante pour initier la germination de nouveaux grains. Le faible gradient assure une croissance lente des grains. Il en résulte donc la formation d'une zone de grains équiaxes grossiers au centre.

CHAPITRE 3  
COULÉE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM

## CHAPITRE 3

### COULÉE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM

#### 3.1 Méthodes de coulée

Plusieurs méthodes de coulée existent pour produire des lingots d'alliage d'aluminium pour corroyage. Les produits peuvent être coulés en blocs, en plaques ou en billettes par diverses méthodes :

- 1) La coulée en lingotière d'acier
- 2) La coulée continue
- 3) La coulée semi-continue

##### ***3.1.1 La coulée en lingotière d'acier***

La coulée en lingotière d'acier se fait par le remplissage d'une lingotière culbutante refroidie à l'eau. La lingotière, qui est au départ inclinée, est remplie par une poche de coulée. Lors du remplissage, la lingotière reprend graduellement sa position verticale. Par la suite, l'opérateur continue à verser manuellement du métal pour éviter la formation d'une retassure. Cette méthode permet de produire différentes géométries avec de l'équipement relativement simple. Cependant sa faible productivité fait qu'elle n'est maintenant que très peu utilisée pour une production de masse.

### **3.1.2 La coulée continue**

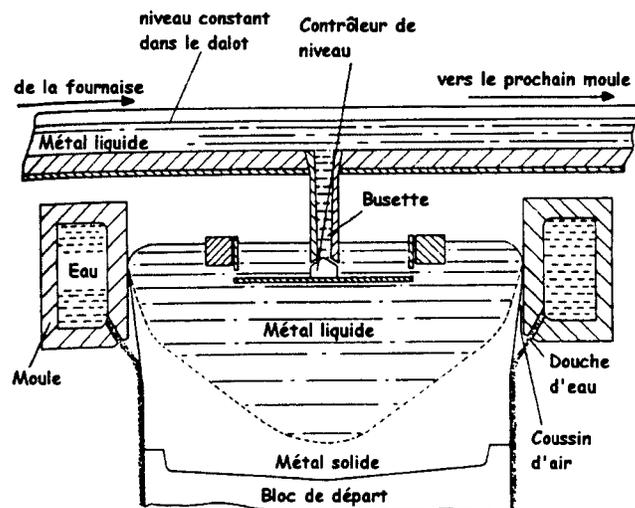
La coulée continue est utilisée pour produire des bandes et des plaques de faibles épaisseurs (5 à 25mm). Cette méthode consiste à solidifier du métal entre deux parties de moule qui sont en constante rotation. L'apport de métal se fait en continu à l'aide de poches de coulée transvidées dans un bassin d'alimentation ou tout simplement à partir de dalots de coulée. Cette méthode permet d'éviter certaines étapes intermédiaires telles que la coulée en lingot, le sciage, le préchauffage et le laminage à chaud normalement nécessaire pour réduire les lingots en bandes minces. Elle permet aussi d'obtenir une productivité élevée. Le désavantage de cette méthode est qu'elle ne permet pas de changer facilement la géométrie des lingots à couler.

### **3.1.3 La coulée semi-continue**

La coulée semi-continue est une méthode de coulée reliant les avantages des autres méthodes présentées. La méthode la plus connue et la plus utilisée pour la coulée en régime semi-continu est la coulée en lingotière mobile et refroidie à l'eau. Cette méthode, communément connue sous le nom de Direct Chill casting ou DC casting est utilisée pour couler la plupart des lingots d'alliages commerciaux destinés à être laminés, forgés ou filés.

Le procédé consiste à verser le métal liquide dans un moule refroidi à l'eau, appelé lingotière, dont le fond mobile est abaissé pendant la coulée. Lorsque le métal liquide atteint une certaine hauteur dans la lingotière, la partie solidifiée est abaissée dans le puits de coulée à une vitesse proportionnelle au débit de métal liquide emplissant la lingotière.

Ce débit de métal est généralement contrôlé automatiquement à l'aide d'un senseur de niveau et d'un mécanisme de valve. Un jet d'eau est appliquée en périphérie du lingot fraîchement solidifié, à la sortie du moule, assurant ainsi la solidification de cette partie du lingot (figure 10). Le mouvement de descente continu est possible grâce à la présence d'une écorce de métal solide en surface, formée lors du contact entre le métal liquide et les parois refroidies du moule. Le refroidissement associé au moule (refroidissement primaire) correspond à 5-10% de l'extraction total de chaleur, comparativement à 90-95% pour le refroidissement associé au jet d'eau (refroidissement secondaire).



**Figure 10 - Schéma du système de coulée en lingotière mobile et refroidie à l'eau [31].**

Un des avantages de cette méthode de coulée est la possibilité de couler des lingots de différentes sections. La section du lingot est donnée par la forme de la lingotière. Celle-ci est facilement interchangeable et peut prendre des formes rectangulaires pour les lingots destinés au laminage, circulaires pour les billettes destinées à l'extrusion et carrées pour les billettes destinées au laminage de fils.

Un autre avantage de cette méthode est relié au refroidissement rapide associé à ce type de coulée. Le refroidissement rapide contribue à l'affinement de la microstructure et confère donc de meilleures propriétés au lingot que s'il était coulé en lingotière d'acier. Cependant, ce refroidissement rapide empêche la diffusion des éléments d'alliages à l'intérieur des grains. On obtient alors une sursaturation et une ségrégation mineure plus importante que lors de la coulée en lingotière d'acier.

### **3.2 Inconvénients et problèmes associés à la coulée DC**

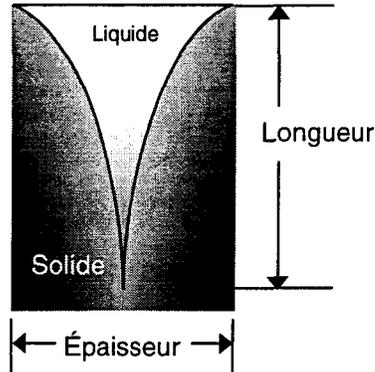
La coulée semi-continue en lingotière mobile et refroidie à l'eau possède des avantages, mais elle possède aussi des inconvénients inhérents à la méthode employée.

Parmi les inconvénients et problèmes on note :

- 1) formation d'une zone de marais
- 2) formation d'une zone d'écorce
- 3) qualité de surface du lingot
- 4) formation de déchirures à chaud plus propice pour certains alliages

#### ***3.2.1 Zone de marais***

La zone de marais est une zone où le métal se retrouve à l'état semi-solide. Cet état pâteux, comportant des amas de solide dans un métal liquide, est inhérent aux alliages et son étendue est fonction de l'écart de température entre le liquidus et le solidus. Cette zone s'étend profondément à l'intérieur du lingot (figure 11) et est la dernière partie du lingot à se solidifier. Dû au retrait survenant lors du passage de liquide à solide, une retassure survient au bout du lingot.



**Figure 11 - Schématisation de la zone de marais à l'intérieur d'un lingot de coulée DC.**

### **3.2.2 Zone d'écorce**

La zone d'écorce se forme en surface lors du refroidissement primaire du métal (contact moule/métal liquide). Elle est caractérisée typiquement par 3 couches qui sont étroitement reliées aux caractéristiques de refroidissement au moment de leur formation.

La première couche est appelée couche de ségrégation inverse. Celle-ci est composée de grains très fins, résultant du refroidissement très rapide lorsque le métal entre en contact avec la paroi du moule. Elle s'étend sur une profondeur allant de 500 à 1500  $\mu\text{m}$ . Elle est appelée couche de ségrégation inverse parce qu'elle est riche en soluté, contrairement à ce que prédit le phénomène de ségrégation. Il est présumé que cette quantité élevée de soluté peut être causée par l'arrivée de liquide interdendritique riche en soluté qui serait poussé en surface, à travers la zone pâteuse de solidification (mushy zone), par la pression hydrostatique du métal liquide et la capillarité des canaux interdendritiques. Une couche de ségrégation inverse est souvent caractérisée par la présence d'exsudation à la surface du lingot.

La deuxième couche, nommée couche dénudée, est pauvre en soluté. Ceci est dû au rejet du liquide riche en soluté en surface pour former la couche de ségrégation inverse. Elle est donc caractérisée par une quantité de phase secondaire plus faible que dans les autres couches.

La troisième couche, qui est la continuation de la couche dénudée et qui marque la fin de la zone d'écorce, est caractérisée par une structure dendritique grossière. Cette couche, nommée couche dendritique grossière, est le résultat du retrait du métal solide de la surface du moule. À ce moment, le transfert de chaleur se fait principalement par radiation à travers la couche d'air présente entre le moule et le métal. Le transfert de chaleur étant beaucoup plus faible que lorsqu'il y avait contact avec le moule, la structure devient de plus en plus grossière. De plus, le liquide interdendritique s'enrichit graduellement jusqu'à retrouver le niveau moyen présent dans le reste du lingot.

La microstructure de la zone d'écorce n'étant pas uniforme sur toutes les couches, on doit alors enlever par usinage une quantité suffisante de métal en surface du lingot pour complètement l'enlever avant de procéder au laminage du lingot. Cette couche représente une épaisseur typique de 10-20mm.

### ***3.2.3 Qualité de surface du lingot***

La qualité de surface d'un lingot est déterminée lors du refroidissement primaire. À ce moment, le métal liquide entre en contact avec la paroi refroidie du moule et forme une croûte solide. Le métal liquide faisant contact avec le moule étant très fluide, celui-ci tant à

épouser le fini de surface du moule avant d'amorcer sa solidification. L'état de surface du moule sera donc déterminant dans l'obtention d'une surface de qualité pour le lingot. Une attention particulière est donc portée pour s'assurer que la paroi du moule ne comporte pas de discontinuité susceptible de "s'imprégner" à la surface du lingot. Un lingot ayant une qualité de surface déficiente peut causer des problèmes lors des étapes subséquentes de mise en forme.

### **3.2.4 Déchirure à chaud**

Une déchirure à chaud est une séparation interdendritique causée par une contrainte perpendiculaire à la direction primaire de croissance et ne présente aucune déformation plastique (figure 12). Celle-ci se produit généralement lors des derniers instants de la solidification à une fraction solide supérieure à 90%. À ce moment un mince film liquide entoure les grains, contribuant ainsi à la fragilisation de la microstructure. Lorsque la composante uniaxiale de la contrainte dépasse la résistance du film liquide interdendritique, il y a déchirure à chaud. La contrainte nécessaire pour causer la déchirure à chaud s'apparente donc, en première approximation, à la force nécessaire pour séparer deux plaques solides (grains) liés par la contrainte de capillarité d'un liquide (film liquide entourant le grain) (figure 13) :

$$\sigma = \frac{2\gamma}{h} \quad (3.1)$$

où  $\sigma$  est la contrainte causant une déchirure,  $\gamma$  est la tension de surface liquide / gaz et  $h$  est la largeur du film liquide présent entre les grains [4-6].

Plusieurs auteurs ont contribué à la compréhension générale des effets de différents paramètres microstructuraux sur la résistance à la déchirure à chaud [4-15]. La taille des grains, la quantité d'eutectique et la plage de solidification sont tous des paramètres qui ont été étudiés [8,9]. Une microstructure de grains fins a été trouvée comme possédant une résistance à la déchirure à chaud plus élevée qu'une microstructure grossière [8,10]. Comparée à une microstructure grossière, une microstructure fine développera une cohérence mécanique plus tard durant la solidification. Les contraintes internes peuvent être générées dans l'alliage seulement lorsque le point de cohérence est atteint. Un temps plus court entre l'apparition de la cohérence et la solidification complète pourrait donc résulter en une accumulation de contraintes moindre, donc un alliage plus résistant à la déchirure à chaud. Il semble également probable que l'accommodation de ces contraintes soit plus facile pour une microstructure fine. Par contre, il a été suggéré par Pumphrey et Lyons [10] que les effets de la taille et de la morphologie des grains sont importants seulement s'ils affectent la quantité et la distribution de liquide intergranulaire ou interdendritique.

La quantité de liquide et sa distribution autour des grains semblent donc être le facteur principal responsable pour la variation de résistance à la déchirure à chaud d'un lingot. Il a été rapporté [11] que la fragilisation de la microstructure est due à la présence de films liquides intergranulaires contraints. Pour qu'il y ait fragilisation, les films liquides doivent être continus et les canaux interdendritiques assez fins pour prévenir la réalimentation en métal liquide. Ces constatations sont consistantes avec les modèles de déchirures à chaud récemment développés [4-6, 28] qui relient la résistance à la déchirure

à chaud à la quantité et à la distribution de liquide interdendritique ou intergranulaire présent lors des derniers instants de la solidification.

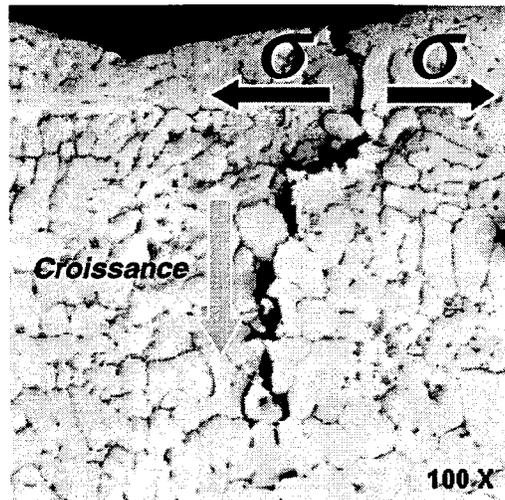


Figure 12 - Formation d'une déchirure à chaud à partir de la surface libre du lingot [15].

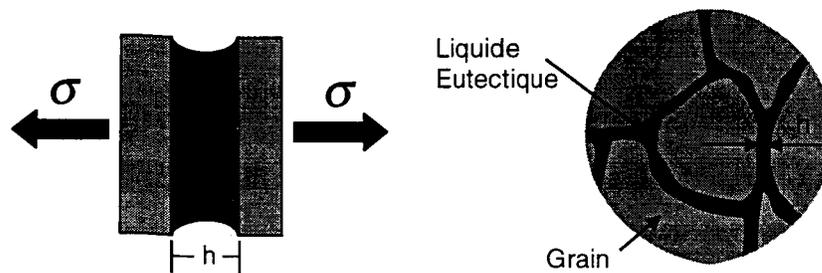


Figure 13 - Schématisation de la théorie de film liquide contraint pouvant représenter les conditions de déchirure à chaud [4-6].

## CHAPITRE 4

### ÉTUDES ANTÉRIEURES SUR LES EFFETS DE SURFACE DES MOULES

## CHAPITRE 4

### ÉTUDES ANTÉRIEURES SUR LES EFFETS DE SURFACE DES MOULES

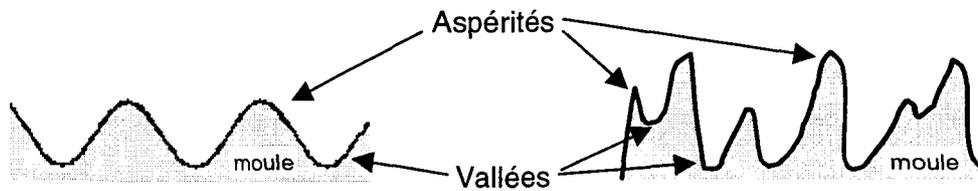
Quelques études ont été effectuées sur les effets associés à la topographie de surface du moule [16-22]. Les effets ont été perçus au niveau de la germination, du transfert de chaleur et de la microstructure. Les effets de surface du moule peuvent donc être divisés en effets microscopiques et macroscopiques.

#### **4.1 Effets microscopiques**

Une surface, qui sur une échelle macroscopique semble lisse, est en fait composée d'une succession d'irrégularités de surface plus ou moins prononcées à l'échelle microscopique. Ces irrégularités de surface, qui seront appelées ici aspérités et vallées, peuvent prendre différentes configurations tout dépendant de la façon dont la surface a été préparée (figure 14).

##### ***4.1.1 Transfert thermique***

La mouillabilité des surfaces rugueuses par un liquide est fonction de la pression hydrostatique de ce dernier et des tensions superficielles des phases présentes, résultant généralement en la formation d'espacements entre le liquide et le moule. Cette alternance entre les points de contact directs et les espaces libres, engendre des discontinuités dans le transfert thermique entre le métal liquide et le moule (figure 15). Pour les zones ayant



**Figure 14 - Vue microscopique de différents états de surface.**

un contact direct liquide/moule le transfert de chaleur se fait sous un mode de conduction.

La conduction de la chaleur se présente comme [24]:

$$q_c = hA(T_M - T_L) \quad (4.1)$$

où  $q_c$  est le taux de transfert de chaleur,  $h$  est le coefficient de transfert de chaleur,  $A$  la surface de contact,  $T_m$  est la température du moule et  $T_L$  la température du métal liquide.

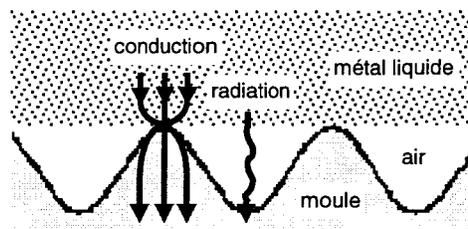
Le transfert de chaleur dans les espacements s'effectue entre le liquide et le moule par radiation à travers le coussin d'air présent. Si l'on considère que toute la radiation émise par une surface est captée par l'autre, on obtient :

$$q_R = \sigma \left[ (A_L \varepsilon_L T_L^4) - (A_M \varepsilon_M T_M^4) \right] \quad (4.2)$$

où  $\sigma$  est la constante de Boltzmann,  $A$  la surface de radiation et  $\varepsilon$  l'émissivité de la surface. Or, la température du moule étant faible comparativement à la température du métal liquide, on peut négliger le deuxième terme. L'équation devient alors :

$$q_R = \sigma (A_L \varepsilon_L T_L^4) \quad (4.3)$$

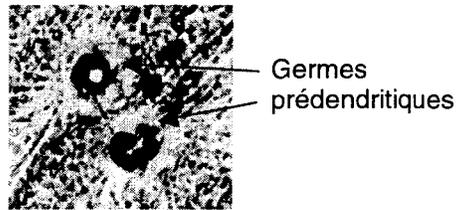
De plus, si l'on tient compte de la résistance du milieu gazeux et de la réflexion d'une certaine partie de la radiation incidente à la surface du moule, on voit alors que le transfert de chaleur par radiation est plus faible que celui par conduction. Il s'ensuit alors une alternance de zones ayant un fort taux de transfert de chaleur et de zones de faible transfert de chaleur. Ces zones correspondent respectivement à des aspérités et des vallées à la surface du moule (figure 15).



**Figure 15 - Schéma illustrant les deux modes de transfert de chaleur sur les aspérités et dans les vallées.**

#### ***4.1.2 Germes prédendritiques***

Dû au haut taux de transfert de chaleur localisé à certains endroits du moule, le métal liquide voisinant ceux-ci possède une surfusion plus grande. La germination, se produisant alors en ces points, laisse à la surface de l'alliage solidifié une empreinte en forme de disque, appelée germe prédendritique (figure 16). Ces disques ont été rapportés en premier lieu par Biloni et Chalmers [16]. Ceux-ci ont démontré que ces germes prédendritiques sont le résultat d'un refroidissement intense localisé. Dû au refroidissement intense, le premier métal solidifié au centre du disque possède une concentration en soluté identique à la masse de métal liquide. Par la suite, la concentration diminue et s'accroît à nouveau, de façon radiale jusqu'à la périphérie du disque.



**Figure 16 - Germs prédendritiques**

Comme ces disques sont formés aux zones de haut taux de transfert de chaleur, la distribution des aspérités et des vallées, ou micro-géométrie du moule, aura une incidence directe sur la distribution de ces germes prédendritiques [16].

## **4.2 Effets macroscopiques**

La succession de variations microscopiques aura une incidence macroscopique sur les effets de la rugosité de surface du moule. La mesure d'effets microscopiques étant difficile en raison de la taille, plusieurs auteurs [15,17-21] ont étudié les effets de la rugosité de surface du moule sur une échelle macroscopique.

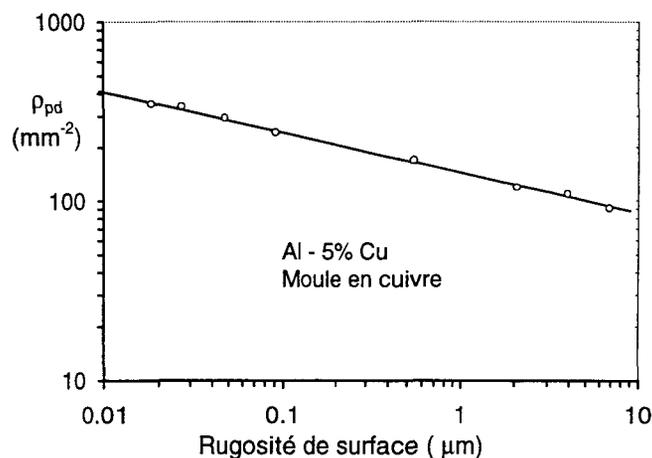
### ***4.2.1 Transfert de chaleur global***

La succession d'aspérités et de vallées, zones où prévaut un transfert de chaleur élevé et faible respectivement, résulte en un taux de transfert de chaleur moyen ou global. La micro-géométrie du moule aura donc un effet sur le taux de transfert de chaleur global de par la distribution de ces aspérités et vallées à la surface du moule. Cependant, les

expérimentations qui ont été effectuées pour évaluer cet effet ont présenté des résultats mitigés. En utilisant une méthode de trempage de la surface du moule dans un bain de métal, résultant ainsi en une solidification vers le bas, certains auteurs [19,20] ont obtenu un transfert de chaleur plus faible lorsque la rugosité était augmentée. Par contre, d'autres essais effectués par Weirauch et Giron [21] ont présenté une augmentation du taux de transfert de chaleur lorsqu'une surface polie était rendue plus rugueuse par projection d'un jet de sable à sa surface. D'autres essais [19] ont également été effectués en coulant du métal sur une plaque refroidie. Cette méthode, produisant une solidification vers le haut, a révélé une constance du taux de transfert de chaleur lorsque la rugosité était variée. Cependant, l'incapacité de mesurer une différence d'extraction de chaleur dans ce cas pourrait être attribuable à la faible variation des rugosités de surface utilisées ( $R_a$  0.02 - 0.47 $\mu$ m).

#### **4.2.2 Microstructure**

Comme il a été présenté précédemment, la germination est favorisée aux sites de haut taux de transfert de chaleur. La distribution de ces sites aura donc une influence directe sur la densité et distribution des germes prédendritiques. Une façon de varier la distribution des sites est donc de faire varier la rugosité de surface du moule. La densité de germes prédendritiques à la surface d'un alliage Al-5%Cu solidifié dans une moule en cuivre présentant différentes rugosités a été mesurée par Prates et Biloni [18] et est présentée à la figure 17. Cette figure montre que plus la surface du moule est lisse, plus il y a de germes prédendritiques.



**Figure 17 - Courbe présentant la densité des germes en fonction de la rugosité de surface du moule [18].**

Si l'on fait la supposition qu'un germe est à l'origine d'un grain en surface, comme semble le présenter la figure 18, la diminution de la rugosité de surface du moule aurait pour effet la diminution de la taille des grains. Cependant, des mesures de tailles de grains, effectuées par Weirauch et Giron [21] sur des échantillons solidifiés sur des plaques polies ( $R_a = 0.25 \mu\text{m}$ ) et des plaques passées au jet de sable ( $R_a = 3.8 \mu\text{m}$ ) arrivent à un résultat contraire. La taille des grains mesurés à l'interface moule/métal a révélé des grains approximativement 2 fois plus petits pour une solidification sur une surface rugueuse que polie. Cette diminution de la taille des grains a été attribuée à l'augmentation du nombre d'aspérités de surface qui ont été générées par l'abrasion de la surface au jet de sable.

En plus de la rugosité de surface du moule, le substrat utilisé joue un rôle essentiel sur la microstructure obtenue. Prates et Biloni [18] ont mesuré la densité de germes prédendritiques en fonction du type de matériau constituant le moule. Les résultats

démontrent que plus le substrat est un bon conducteur de chaleur (plus  $h$  est élevée), plus il y aura de germes prédendritiques qui seront formés (figure 19). Ceci est en accord avec les résultats de Biloni et Chalmers [16] qui, comme il a été présenté plus tôt, démontraient que les germes prédendritiques étaient formés lorsqu'il y avait un haut taux de transfert de chaleur.



Figure 18 - Micrographie d'une surface tel que coulée présentant des germes prédendritiques et les grains résultant de la germination [18].

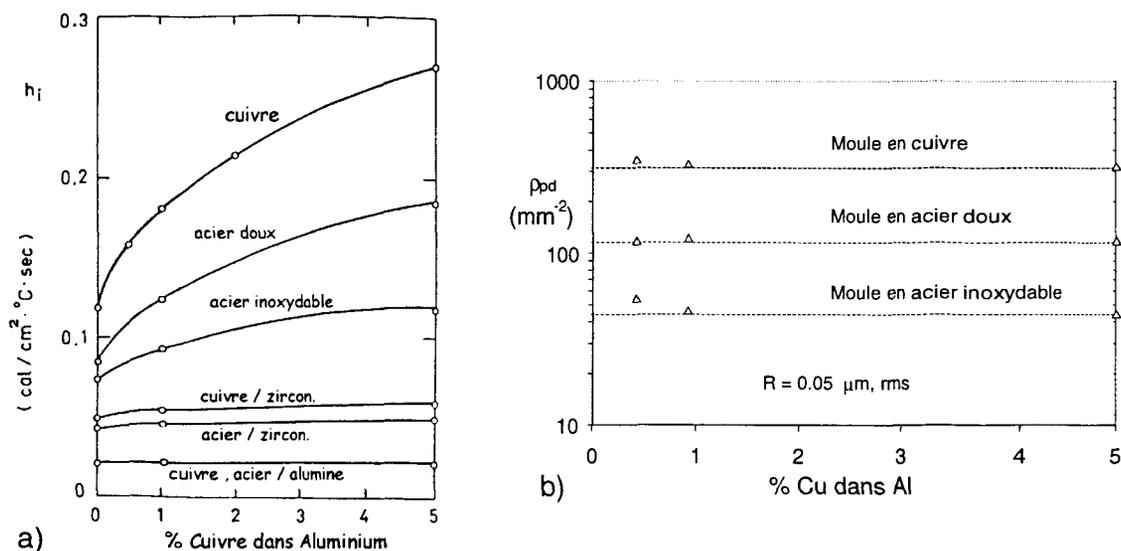


Figure 19 - Effet du substrat sur le de transfert de chaleur et la densité de germes prédendritiques. a) transfert de chaleur, b): densité de germes [18].

Biloni et Morando [17] ont évalué l'effet du substrat en appliquant à la surface d'une certaine partie du moule une couche carbonée de "noir de fumée". Cette couche freine le transfert thermique dans la partie recouverte. Ils ont constaté une différence dans la morphologie de la microstructure entre la zone recouverte de "noir de fumée" et la zone non recouverte. Dans la zone non recouverte, la formation de la zone trempée s'est faite par un mécanisme de germination abondante à la surface du moule. Une structure fine et une abondance de germes prédendritiques sont observées, signe d'un haut taux de transfert de chaleur. Dans la zone recouverte, le transfert de chaleur est plus faible. Il en a donc résulté une structure dendritique grossière et une absence de germes prédendritiques à la surface de l'échantillon. Les auteurs sont donc arrivés à la conclusion que lorsque prévaut un taux de transfert de chaleur élevé dans une zone, la formation de la zone trempée se fera par une germination abondante de grains à la surface du moule. Par contre, lorsque le transfert de chaleur est faible, c'est plutôt un phénomène de "multiplication" qui est à l'origine de la propagation des grains. Le phénomène de "multiplication" consiste au transport de bras de dendrites qui ont fondu partiellement ou ont été arrachés. La convection présente dans le métal liquide transporte ces particules solides un peu plus loin où elles continuent leur croissance, formant donc de nouveaux grains.

### **4.3 Effet de la méthode de coulée**

Dans tous les résultats présentés dans les sections précédentes, on remarque dans certains cas des résultats différents, voir même contradictoires, d'un auteur à l'autre. Une chose que l'on remarque est que les méthodes employées pour effectuer ces expériences

diffèrent d'un auteur à l'autre. Certains [19,20] ont opté pour une solidification dirigée vers le bas, d'autres [15,19] pour une solidification vers le haut et certains [18,21,23] ont effectué une solidification avec des parois de moule verticales. Ce qui diffère d'un auteur à l'autre c'est donc la façon de mettre en contact le liquide et le moule ainsi que la direction de solidification.

Dans leurs travaux sur les effets de l'interface moule/métal sur la microstructure de surface, telle que coulée, Gallerneault et Luce [23] en sont venus à la conclusion que la façon dont le métal liquide est mis en contact avec le moule est déterminante pour la morphologie de la microstructure de surface. Ceux-ci ont solidifié un alliage Al-4.5%p/p Cu sur des parois présentant une surface gaufrée. La façon de présenter le métal liquide et le moule a été modifiée par l'utilisation ou non d'une glissière recouvrant une des surfaces refroidissantes. Lorsque le métal était mis directement en contact avec la paroi du moule, la surface présentait plusieurs bouts de dendrites exposés et quelques portions de grains refondus ou extrudés. L'analyse métallographique de la microstructure a révélé une ségrégation à l'intérieur des grains, s'étendant sur quelques microns vers l'intérieur de l'échantillon. Lorsque mis doucement en contact avec le moule, en relevant la glissière, une surface plus lisse présentant de légers canaux eutectiques entre les grains fut alors obtenue.

La méthode de coulée influencerait donc la microstructure au même titre que la rugosité de surface. Les différences observées d'un auteur à l'autre lors d'essais tenant compte de la rugosité du moule pourraient possiblement être expliquées par la variation des méthodes utilisées, le métal liquide étant mis en contact avec le moule différemment.

CHAPITRE 5  
MÉTHODOLOGIE ET RÉSULTATS

## CHAPITRE 5

### MÉTHODOLOGIE ET RÉSULTATS

#### 5.1 Méthodologie

Deux appareils ont été au cours de cette étude. L'alliage utilisé est un alliage binaire Al- 4.5% poids Cu et a été solidifié sur des plaques de refroidissement présentant différentes rugosités de surface.

##### 5.1.1 Alliage

L'alliage qui a été utilisé tout au long de cette étude est l'alliage binaire Al - 4.5% Cu. La famille d'alliages Al-Cu a été choisie car plusieurs études antérieures sur la solidification d'alliages binaires de cuivre ont été publiées. La composition spécifique de 4.5% Cu a été choisie car, selon des résultats présentés par Lees [8], cet alliage présente une résistance à la déchirure à chaud moyenne (figure 20). L'alliage ayant une résistance moyenne, ceci permet de mesurer plus facilement toute amélioration ou détérioration de la résistance, contrairement à un alliage qui serait très résistant ou peu résistant.

L'alliage a été fabriqué à partir de lingots d'aluminium de pureté commerciale (99.7%) et de cuivre pur (99.9%). Vingt kilos d'aluminium ont été fondus à l'aide d'un four électrique de marque Pyradia. Le métal liquide a été porté à 800°C, le cuivre a été ajouté et le mélange a été brassé jusqu'à dissolution complète du cuivre. Dans le but d'assurer une homogénéité constante de l'alliage, un nouveau brassage a été effectué avant chaque

coulée. De nouvelles fournées de 20kg ont été préparées lorsque nécessaire. Des échantillons ont été prélevés pour chacune des fournées et l'analyse spectroscopique typique est présentée au tableau I.

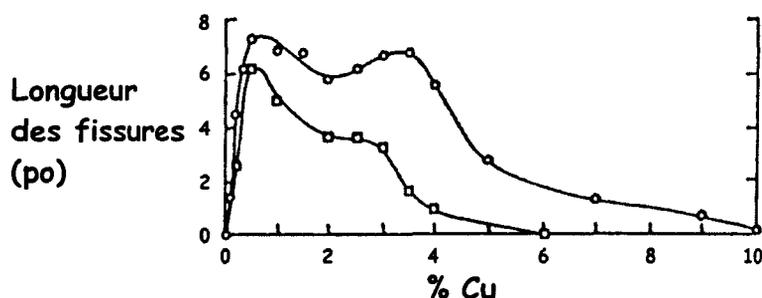


Figure 20 - Susceptibilité à la déchirure à chaud, exprimée en longueur des fissures, pour la famille d'alliages binaires Al-Cu [8].

Tableau I - Composition typique de l'alliage binaire Al-4.5 %p/p Cu obtenue par analyse spectrographique.

Al	Cu	Si	Fe	Autres
95.2	4.5	0.15	0.12	0.03

### 5.1.2 Plaques de refroidissement

Les plaques de refroidissement utilisées dans les deux montages reproduisent le refroidissement primaire obtenu lors de la coulée de lingots de laminage en régime DC. Elles ont été fabriquées d'un alliage 6061-T6 et ont été polies jusqu'à un fini miroir de  $6\mu\text{m}$  pour assurer une surface initiale lisse. Un patron de surface présentant des lignes

uniformes et parallèles a été appliqué à la surface des plaques à l'aide de papiers abrasifs de différentes rugosités. Les papiers abrasifs utilisés ont été le 24, 60, 120 et 320 grit. La rugosité de surface résultante a été mesurée perpendiculairement aux lignes du patron de surface à l'aide d'un profilomètre non-contact 3D WYKO sur une superficie de 4.8 x 3.6 mm. La moyenne de 4 mesures de profil par plaque est présentée au tableau II. Les rugosités sont présentées comme étant la moyenne arithmétique des valeurs absolues des déviations de hauteurs mesurées à partir de la ligne médiane ou surface ( $R_a$ ). La distance moyenne entre les aspérités de surface a été évaluée à l'aide des résultats de topographie et est également présentée au tableau II. La surface du moule a été conditionnée de nouveau avant chaque essai à l'aide du papier abrasif correspondant, dans le but d'assurer une surface similaire d'un essai à l'autre. Les topographies sont présentées sous forme de dénivelé 3D à la figure 22.

**Tableau II - Rugosité de surface des plaques de refroidissement exprimée en fonction du coefficient  $R_a$  et de la distance moyenne ( $\lambda$ ) entre les aspérités de surface.**

	6 $\mu\text{m}$	320 grit	120 grit	60 grit	24 grit
$R_a$ ( $\mu\text{m}$ )	0.1	0.9	2.5	4.3	13.8
$\lambda$ ( $\mu\text{m}$ )	6	29	92	155	218

### **5.1.3 Appareil de solidification dirigée**

Un appareil simple permettant une solidification dirigée sur une plaque rugueuse refroidie à l'eau a été utilisé pour l'évaluation de l'effet de la rugosité du moule sur la microstructure. Dans le but de se rapprocher le plus possible des conditions

d'expérimentations du montage pour la mesure de la résistance à la déchirure à chaud, le montage simple a été fabriqué à partir des mêmes matériaux.

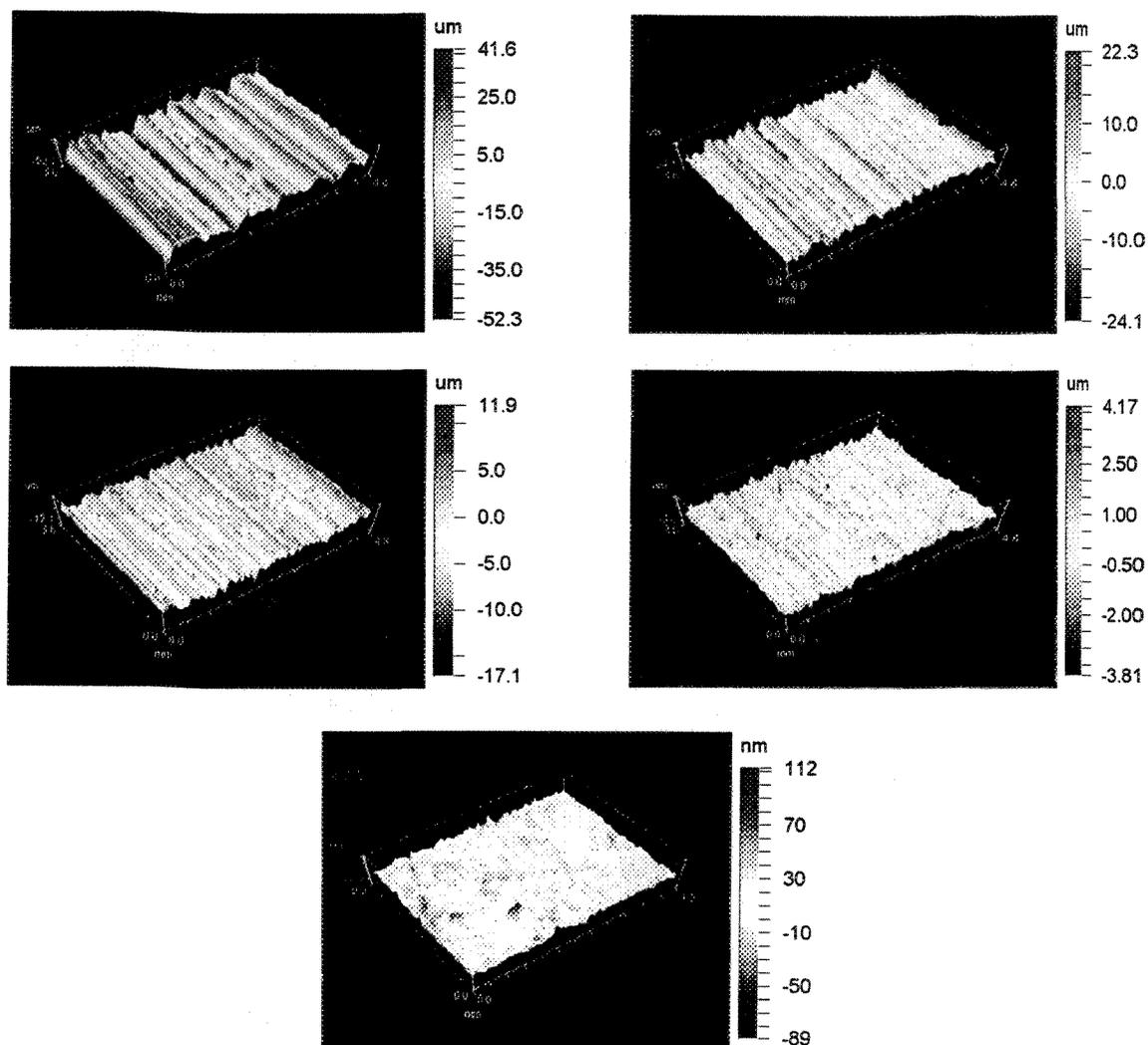
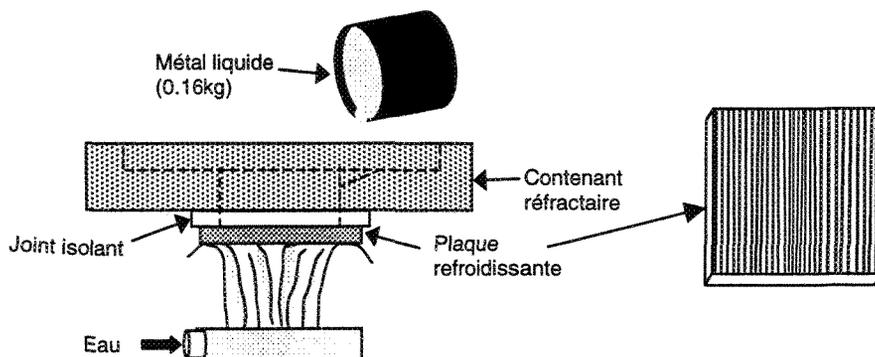


Figure 21 - Topographies de surface des plaques de refroidissement. De gauche à droite et de haut en bas: 24 grit, 60 grit, 120 grit, 320 grit et 6 µm. L'échelle verticale varie d'une figure à l'autre.

Le montage consiste en une plaque refroidie par le dessous par une douche d'eau et sur laquelle est posé un moule réfractaire en Isocast. Un joint en fiberfrax ¼" est placé entre le moule et la plaque de refroidissement pour assurer l'étanchéité du contact. La représentation schématique du montage est présentée à la figure 22.



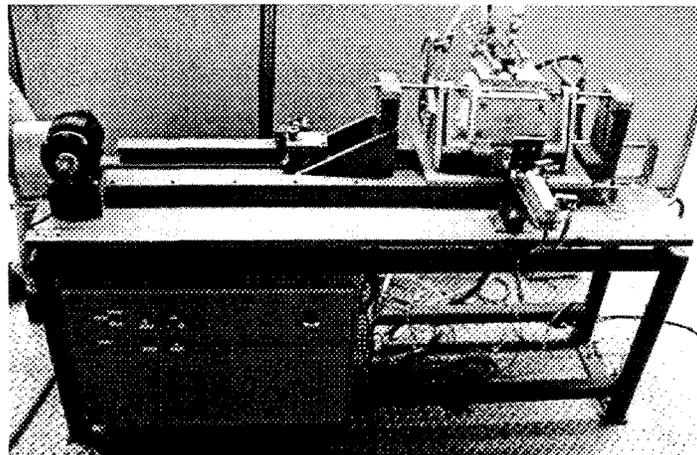
**Figure 22 - Schéma du montage simple de solidification dirigée.**

Le métal liquide et le moule réfractaire ont été chauffés dans un four jusqu'à une température de 725°C. La plaque a été positionnée au dessus du système de refroidissement par jet d'eau et le joint d'isolant a été mis en place. Le moule a été retiré du four et centré sur le joint laissant exposée une partie de la plaque. La douche d'eau de refroidissement a été démarrée. À l'aide d'une louche, du métal liquide a été prélevé du creuset et a été versé dans le moule.

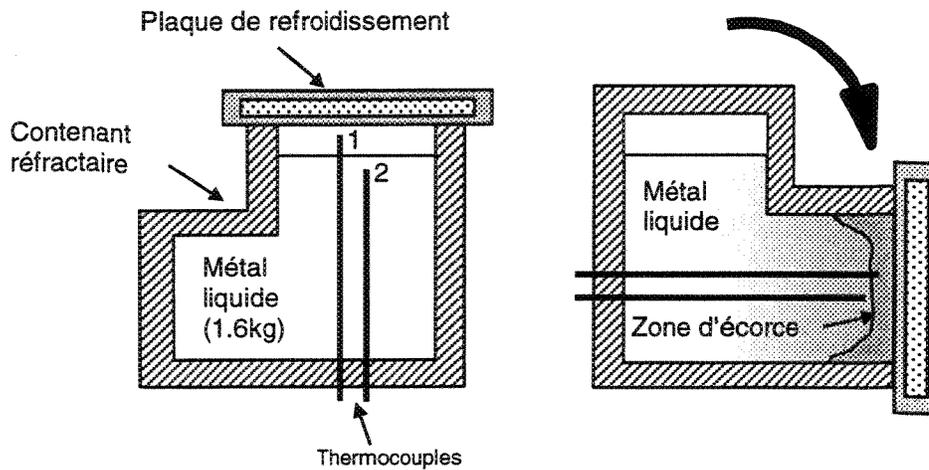
#### **5.1.4 Appareil de mesure de la résistance mécanique à haute température**

L'appareil utilisé, permettant de mesurer le comportement mécanique d'un alliage lors de sa solidification, a été développé par le Centre de Recherche et Développement d'Arvida (CRDA) d'Alcan International Itée. Cet appareil, appelé Direct Chill Surface

Simulator (DCSS), a été conçu pour simuler la phase de refroidissement primaire lors de la coulée d'un lingot DC et de reproduire les caractéristiques typiques de la zone de surface [25]. L'appareil consiste en une machine conventionnelle de traction horizontale sur laquelle a été ajouté un module de solidification (figure 23). Ce module de solidification consiste en un contenant réfractaire et une plaque de refroidissement. Le module a été conçu pour permettre le positionnement d'ancrages à l'intérieur du métal liquide qui serviront à appliquer une traction au métal au cours de sa solidification. Tel que présenté à la figure 24, deux thermocouples de type K (numérotés 1 et 2) ont été positionnés à l'intérieur de la cavité du contenant à une distance de  $10\pm 1\text{mm}$  et  $15\pm 1\text{mm}$  respectivement de la plaque de refroidissement. Les thermocouples servent à suivre l'évolution de la température du métal liquide en fonction de la distance à la plaque de refroidissement. Dans le but d'éviter une concentration de contrainte à l'intérieur de la zone de traction, aucun thermocouple n'a été positionné à une distance inférieure à 10mm de la surface. Des plaques de refroidissement présentant un fini de surface de  $13.8\mu\text{m}$ ,  $2.5\mu\text{m}$  et  $0.1\mu\text{m}$  ont été utilisées dans le cadre de ces expériences.



**Figure 23 - Montage permettant de mesurer la résistance mécanique du métal lors de sa solidification (DCSS).**



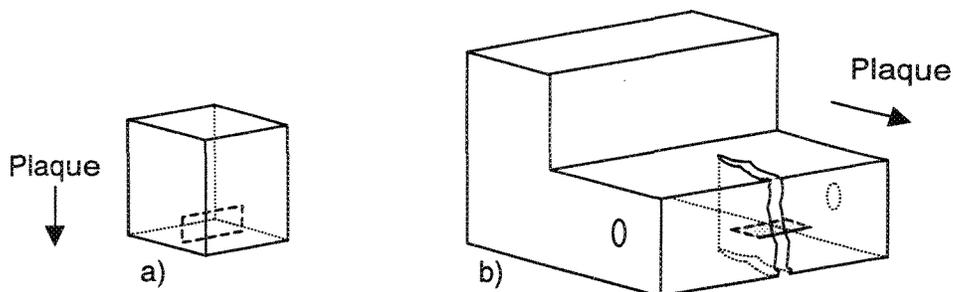
**Figure 24 - Schéma du module de solidification et de la procédure utilisée. [25]**

Le contenant a été préchauffé à 750°C dans un four électrique et rempli avec du métal liquide à 785°C. Il a par la suite été sorti de la fournaise et a été positionné sur l'appareil de traction. Les ancrages permettant d'effectuer la traction lors de la solidification ont été mis en place à l'intérieur du métal liquide et ont été fixés respectivement au bras de traction et à la cellule de charge. La plaque de refroidissement a par la suite été positionnée sur le moule, un joint de "fiberfrax" ¼" assurant l'étanchéité du système. A ce moment, le métal liquide ne touche pas encore à la plaque de refroidissement à raison d'un coussin d'air existant entre la plaque et le métal. Ce coussin d'air est dû au positionnement vertical du module de solidification. Lorsque le métal liquide à l'intérieur du contenant réfractaire atteint la température de 725°C au thermocouple 2, le module bascule de 90° autour des ancrages, causant un contact entre le métal liquide et la plaque de refroidissement et initiant la solidification. Les températures du métal liquide (thermocouple 1 et 2) et de l'eau à l'entrée et à la sortie de la plaque sont enregistrées en

fonction du temps. Lorsque la température lue par le thermocouple 1 atteint la valeur désirée, l'essai de traction est débuté et les valeurs de force mesurées par la cellule de charge ainsi que le déplacement du chariot de traction sont enregistrées en fonction du temps. Les critères de température utilisés pour le démarrage de la traction sont de 610°C, 566°C, 560°C, et 550°C. L'écart de température testé se situe approximativement entre la température où se développe la cohérence et la température eutectique. Un taux de refroidissement moyen de 2 °C/sec est obtenue pour ces expérimentations.

#### 5.1.4 Analyse de la microstructure

La microstructure produite à l'aide des deux méthodes d'expérimentation a été analysée pour mesurer la taille de grains et la fraction volumique d'eutectique présent. Ceci a été fait en sectionnant au centre des blocs dans le cas des essais réalisés à l'aide du montage de solidification dirigée et près de la déchirure pour les essais effectués sur le DCSS. Tous les échantillons ont été sectionnés perpendiculairement à la plaque de refroidissement et aux lignes du patron de surface (figure 25) et ont été par la suite polis jusqu'à un fini de 0.1µm. La quantité d'eutectique a été mesurée à l'aide d'un analyseur d'image Leco 2001.



**Figure 25 - Zones d'observations métallographiques (zones en gris). a) appareil de solidification dirigée, b) DCSS**

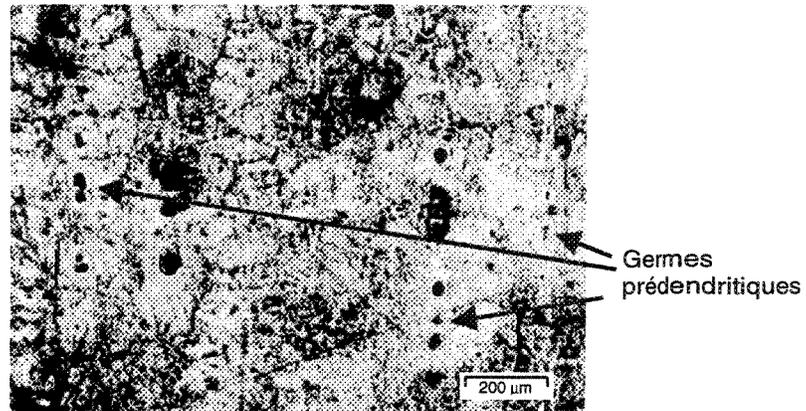
Les échantillons ont par la suite été attaqués avec une solution de type Keller dans le but de mettre en évidence les grains. La taille des grains a été mesurée à différentes profondeurs, parallèlement à la plaque, en utilisant la méthode d'intersection linéaire [26].

## 5.2 Résultats

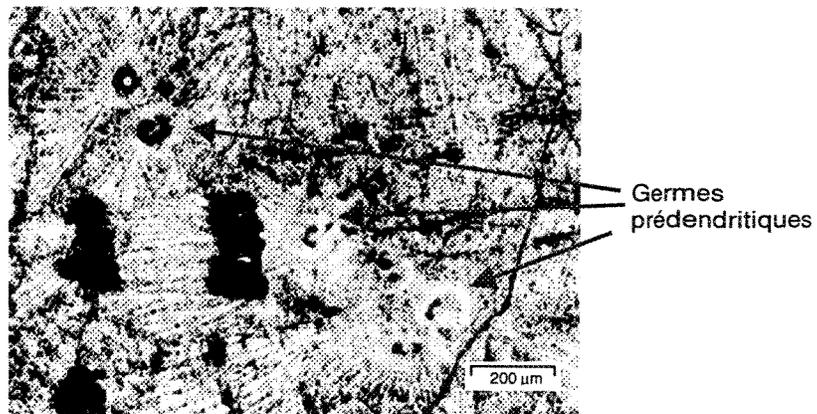
### 5.2.1 Analyse de surface

L'analyse de la surface telle que coulée d'échantillons produits à l'aide de l'appareil de solidification dirigée a révélé la présence de germes prédendritiques, similaires à ce qu'avaient rapporté Biloni et Chalmers [16]. La distribution de ces germes prédendritiques évolue d'une distribution uniforme alignée selon le patron de surface pour des échantillons solidifiés sur des plaques présentant des rugosités de 13.8  $\mu\text{m}$  et 4.3  $\mu\text{m}$  jusqu'à une distribution aléatoire de germes pour ceux solidifiés sur une plaque de 0.1  $\mu\text{m}$ . Les échantillons solidifiés sur des plaques comportant des rugosités intermédiaires (2.5  $\mu\text{m}$  et 0.9  $\mu\text{m}$ ) présentent une distribution aléatoire de zones dans lesquelles les germes se retrouvent alignés selon le patron de surface. Deux micrographies démontrant l'évolution de la distribution des germes prédendritiques sont présentées aux figures 26 et 27.

La rugosité de la surface des échantillons, tels que coulés à l'aide de l'appareil simple de solidification dirigée, a été mesurée à l'aide du profilomètre sans contact. Les résultats du coefficient de rugosité  $R_a$  sont présentés au tableau III. La rugosité des échantillons baisse lorsque la rugosité de la plaque diminue, jusqu'à une plaque présentant une rugosité produite à l'aide du papier 120 grit. Il y a par la suite hausse de la rugosité des échantillons coulés sur des plaques plus lisses.



**Figure 26 - Micrographie d'une surface tel que coulée sur une plaque de rugosité ( $R_a$ ) 13.8  $\mu\text{m}$  et présentant des germes prédendritiques alignés selon le patron de surface.**



**Figure 27 - Micrographie d'une surface tel que coulée sur une plaque de rugosité ( $R_a$ ) 0.1  $\mu\text{m}$  et présentant une distribution aléatoire des germes prédendritiques.**

**Tableau III - Rugosité de surface des échantillons coulés ( $R_a$ ) sur une plaque rugueuse à l'aide de l'appareil de solidification dirigée.**

	6 $\mu\text{m}$	320 grit	120 grit	60 grit	24 grit
$R_a$ ( $\mu\text{m}$ )	1.4	3.5	1.2	2.2	9.2

### **5.2.2 Microstructure**

Deux séries d'essais ont été effectuées à l'aide du montage de solidification dirigée, sur des plaques présentant des rugosités de 0.1, 0.9, 2.5, 4.3 et 13.8  $\mu\text{m}$ . Les échantillons ont été coupés et analysés métallographiquement pour mesurer la taille de grains et la quantité d'eutectique présent. La taille de grain et la quantité d'eutectique sont présentées aux figures 28, 29 et 30 en fonction de la rugosité de la plaque de refroidissement. Chaque point aux figures 28, 29 et 30 représentent la moyenne de 10 lectures et les barres d'erreurs, lorsque présentes, représentent l'écart-type de la mesure. La taille de grains mesurée est un minimum pour une solidification sur une plaque ayant une rugosité de surface de 2.5  $\mu\text{m}$  et 4.3  $\mu\text{m}$ . L'effet de la surface est perceptible jusqu'à une profondeur approximative de 1000  $\mu\text{m}$ . Au-delà, il est difficile de déceler une tendance. Les plaques ayant une surface lisse ont produit une microstructure présentant une quantité globale d'eutectique plus importante que pour les plaques rugueuses. Une micrographie typique de la structure est présentée à la figure 31.

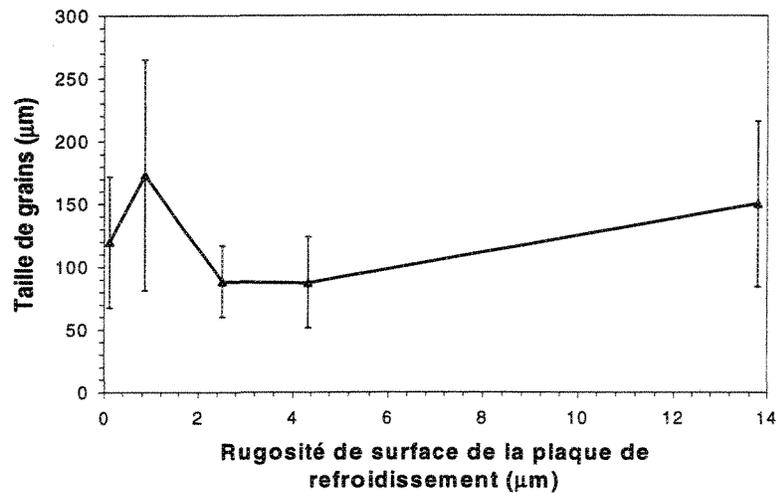


Figure 28 - Taille de grains à 100  $\mu\text{m}$  de la surface, en fonction de la rugosité de surface ( $R_a$ ) de la plaque, pour les expériences effectuées sur le montage de solidification dirigée.

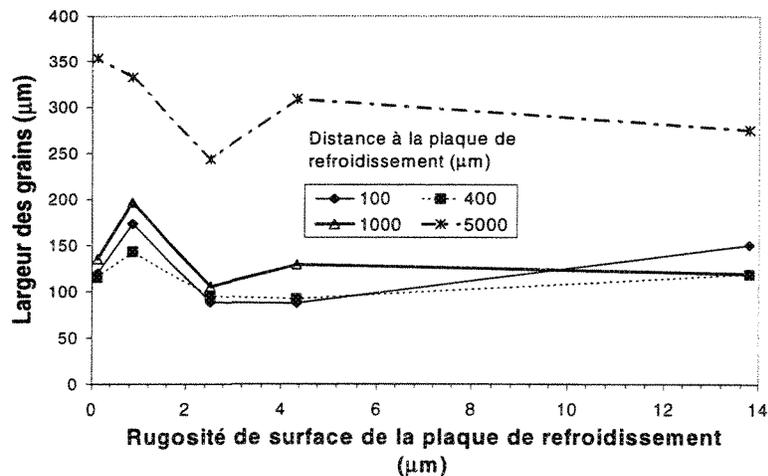
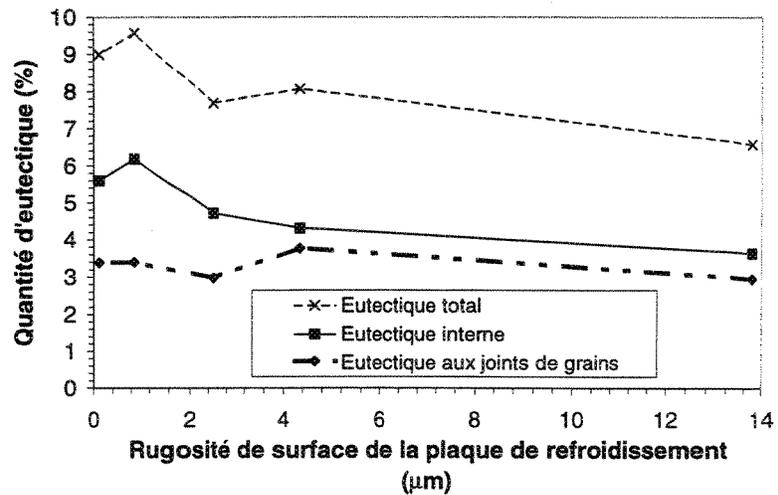
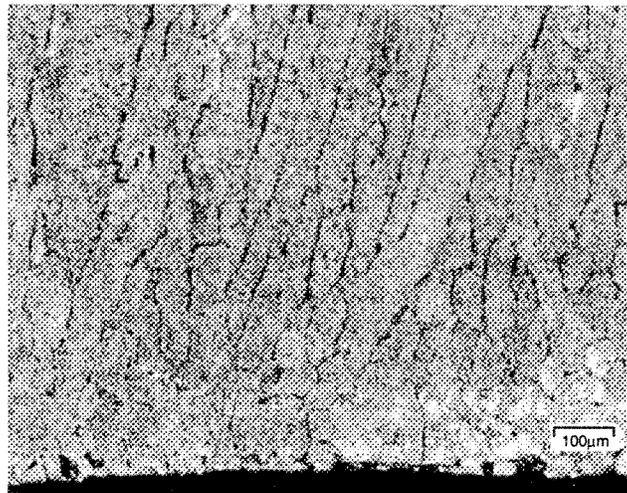


Figure 29 - Taille de grains à différente profondeur de la surface, en fonction de la rugosité de surface ( $R_a$ ) de la plaque, pour les expériences effectuées sur le montage de solidification dirigée.



**Figure 30 - Quantité d'eutectique en fonction de la rugosité de surface ( $R_a$ ) de la plaque, pour les expériences effectuées sur le montage de solidification dirigée.**



**Figure 31 - Micrographie présentant une microstructure typique des échantillons coulés à l'aide de l'appareil de solidification dirigée.**

Quelques échantillons ont été solidifiés à l'aide du DCSS avec des plaques présentant des rugosités de 0.1  $\mu\text{m}$ , 2.5  $\mu\text{m}$  et 13.8  $\mu\text{m}$ . Une évaluation de la microstructure, obtenue lors d'expérimentations à l'aide du DCSS, a été fait sur des

échantillons ayant subi un essai de traction effectués à une température de 550°C. Cette température, qui est très proche de la température eutectique de 548°C, permet une évaluation de la microstructure très proche de son état lors de l'essai de traction. La taille de grains mesurée à différentes profondeurs de la surface ainsi que la quantité d'eutectique formée sont présentées aux figures 32 et 33.

Il est possible de voir aux figures 32 et 33 que, sauf pour la quantité d'eutectique d'un échantillon solidifié sur une plaque de rugosité 13.8  $\mu\text{m}$ , les mesures obtenues pour des échantillons produits avec le DCSS suivent la même tendance que celle obtenue avec l'appareil simple de solidification dirigée.

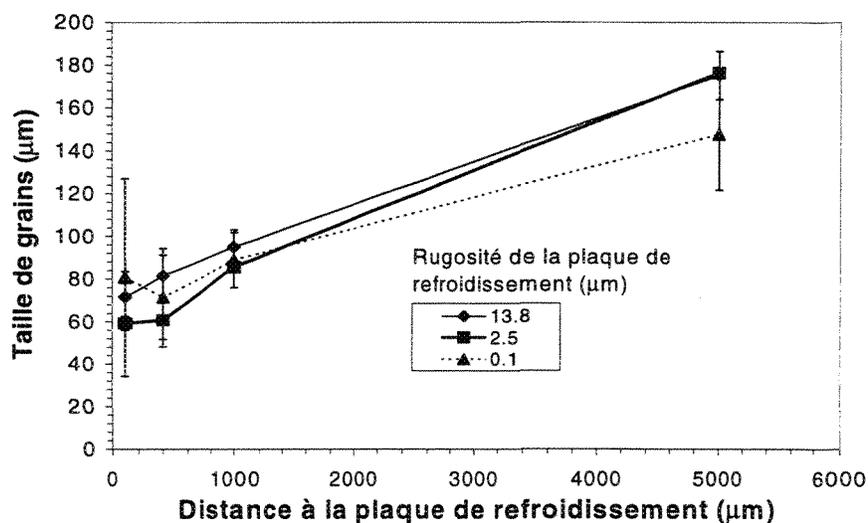
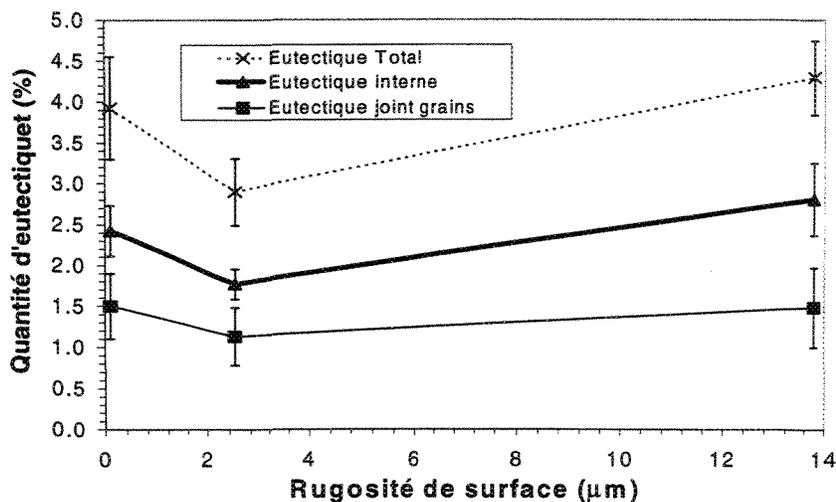


Figure 32 - Taille de grains mesurée sur des échantillons ayant subi un essai de traction à une température près de la température eutectique.

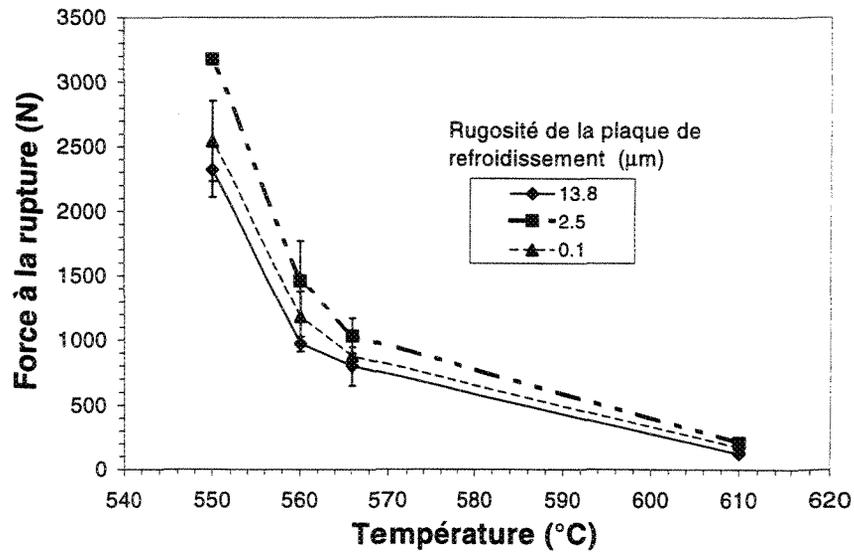


**Figure 33 - Pourcentage du constituant eutectique mesuré sur des échantillons ayant subi un essai de traction à une température près de la température eutectique d'équilibre.**

### 5.2.3 Essais mécaniques

Dans le but de caractériser mécaniquement l'étendue des effets obtenus avec l'appareil de solidification dirigée, trois plaques de refroidissement ayant une rugosité de 0.1  $\mu\text{m}$ , 2.5  $\mu\text{m}$  et 13.8  $\mu\text{m}$  ont été utilisées sur le DCSS. La figure 34 présente la valeur maximale de la force atteinte lors de l'essai de traction, en fonction de la température. Dans tous les cas rapportés dans ce travail, la force maximale correspond à la force lue par la cellule de charge lors de la formation d'une déchirure à chaud à la surface de l'échantillon. L'erreur d'expérimentation a été évaluée par un minimum de deux expériences pour chaque combinaison de rugosité et de température. La température rapportée à la figure 34 est la lecture de la température du thermocouple 1 situé à 10mm de la surface. Sur toute la gamme des températures utilisées, la plaque de refroidissement

ayant une rugosité de 2.5  $\mu\text{m}$  a produit l'écorce de métal semi-solide la plus résistante, suivie par les plaques de rugosités 0.1  $\mu\text{m}$  et 13.8  $\mu\text{m}$  respectivement.



**Figure 34 - Force maximale pour l'obtention d'une déchirure à chaud en fonction de la température et de la rugosité de surface de la plaque de refroidissement.**

CHAPITRE 6

DISCUSSION

## CHAPITRE 6

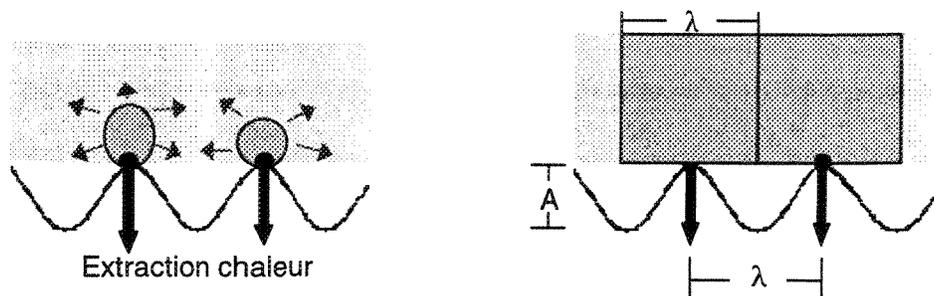
### DISCUSSION

#### 6.1 Influence de la rugosité de surface sur la microstructure

##### 6.1.1 Situation idéalisée

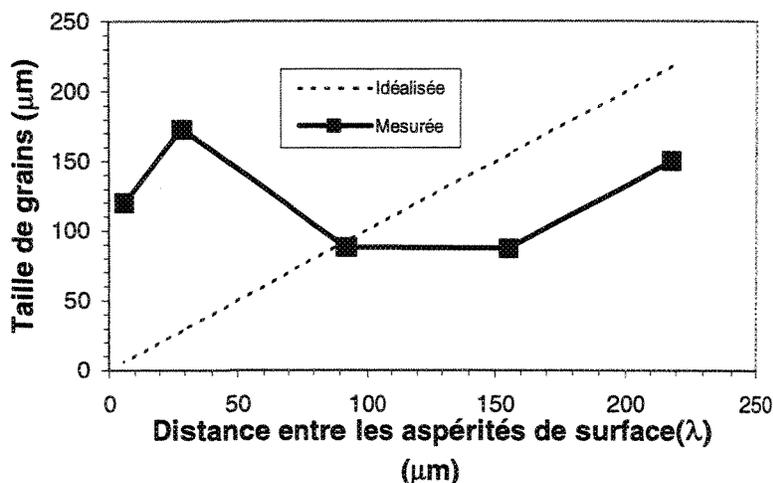
Tel que vu à la figure 28, la rugosité de surface du moule a un effet sur la taille des grains en surface ( $<1000 \mu\text{m}$ ). Cet effet semble prendre origine de la germination et la croissance de germes prédendritiques à la surface de la plaque de refroidissement. Selon les micrographies présentées aux figures 26 et 27, il a été observé que le nombre et la distribution des germes prédendritiques dépendent de la rugosité de surface du moule. Ceci est en accord avec des résultats antérieurs obtenus par Prates et Biloni [18]. Si la surface rugueuse du moule est idéalisée comme une surface sinusoïdale, l'effet de la rugosité de surface sur la germination et la croissance peut être interprétée. Pour une surface sinusoïdale, la rugosité de surface du moule peut être définie en terme de son amplitude  $A$  et de sa longueur d'onde  $\lambda$ . Le mouillage de la surface par le liquide dépend de la pression hydrostatique dans le liquide et des tensions superficielles des phases à l'interface, résultant généralement en la formation de poches d'air dans certaines zones, tel que schématisé à la figure 35. Due à un coefficient de transfert de chaleur plus élevé où il y a contact entre le métal liquide et la surface du moule refroidi à l'eau, la germination de nouveaux grains sera favorisée sur les aspérités. Aux points de contact, il se

développera une surfusion plus grande qui assurera que le taux de germination dans cette zone excède le taux de germination présent dans la zone de coussin d'air. De plus, la croissance du germe relâchant de la chaleur latente dans le liquide avoisinant, elle sera cinétiquement favorisée sur les points de contact. La croissance latérale des grains va par la suite se produire jusqu'à la rencontre de grains voisins. Pour cette analyse simple, la taille de grains résultante est donc directement reliée à la rugosité de surface  $\lambda$  (figure 35).



**Figure 35 - Schéma idéalisé montrant l'effet de la rugosité de surface  $\lambda$  sur la taille résultante des grains.**

Dans cette situation idéalisée, on s'attendrait à ce que la taille de grains diminue constamment, pour suivre la rugosité de surface du moule jusqu'à un moule lisse. Par contre, cette situation n'est pas entièrement vérifiée expérimentalement. Une tendance décroissante est observée lorsque la rugosité est diminuée. Cependant, les surfaces rugueuses ont produit une taille de grains plus faible que prévue et les surfaces lisses ont produit des grains plus grossiers que prévus par ce schéma idéalisé (figure 36).

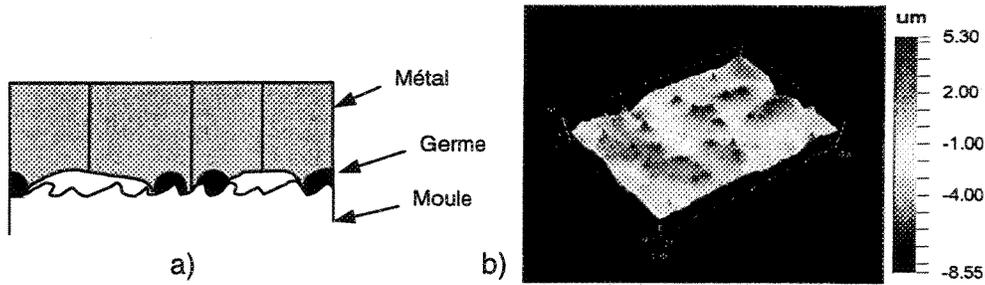


**Figure 36 - Taille de grains mesurée et idéalisée en fonction de la rugosité de la distance moyenne entre les aspérités de la plaque.**

### **6.1.2 Situation réelle**

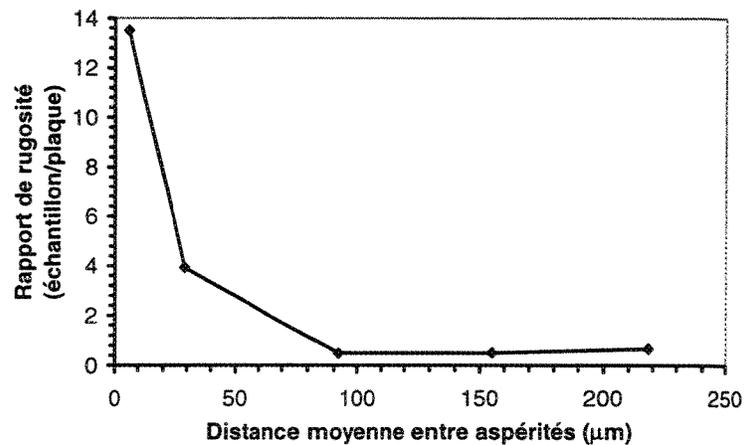
Deux effets peuvent être considérés pour expliquer cette variation. Pour des plaques lisses, l'intensité de contact initial entre le métal liquide et le moule étant très important, il se forme presque instantanément un retrait localisé autour des points de contact. Ce retrait localisé autour des principaux points de contacts résulte en une courbure du liquide et donc une incapacité chez celui-ci de faire contact avec le moule entre deux points de contact successifs (figure 37). La germination de nouveaux grains entre ces points de contact est donc peu probable. Ceci résulte en une densité moindre de germes prédendritiques et donc une taille de grains plus grossière.

La distribution des points de contact principaux dépend probablement de la façon dont le métal liquide est mis en contact avec la plaque. Cette variation probable de la distribution des sites en fonction de la méthode employée pour initier le contact moule / métal a été aperçue par Gallerneault et Luce [23].



**Figure 37 - Solidification sur une plaque lisse. a) représentation schématique, b) topographie de la surface d'un échantillon.**

La figure 38 présente le rapport de la rugosité de l'échantillon sur la rugosité de la plaque en fonction de la distance moyenne entre les aspérités de surface de la plaque de refroidissement. Ce rapport montre que pour des plaques lisses ( $R_a < 2.5 \mu\text{m}$ ), l'échantillon est plus rugueux que la plaque sur laquelle il a été solidifié.



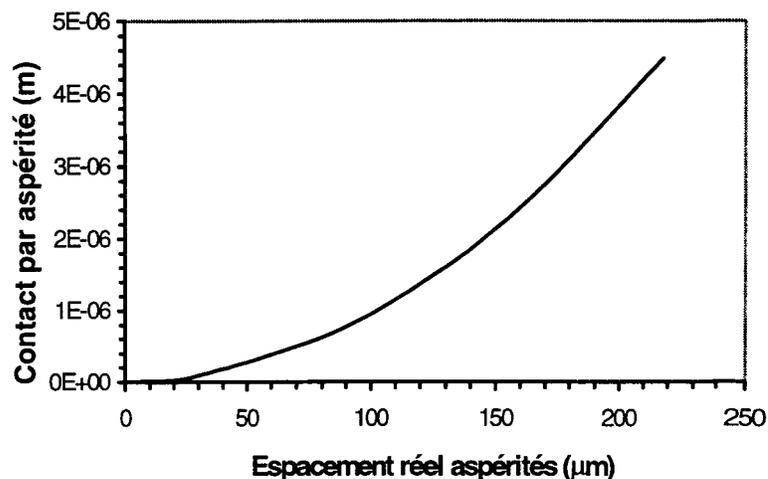
**Figure 38 - Rapport de la rugosité de l'échantillon sur la rugosité de la plaque de refroidissement en fonction de la distance moyenne entre les aspérités de la plaque.**

De plus, pour une plaque plus lisse, l'écart de rugosité entre l'échantillon et la plaque devient plus grand. Ceci supporte l'hypothèse que le micro-retrait autour des points de contact existe et qu'il est l'un des facteurs importants pour la solidification sur une plaque lisse.

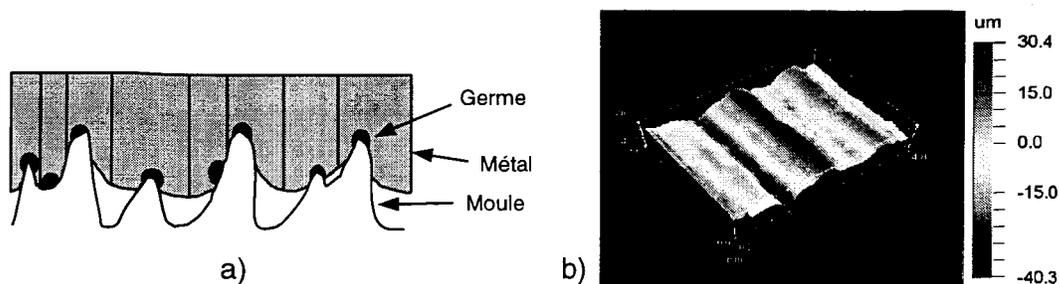
Pour des plaques rugueuses ( $R_a > 2.5\mu\text{m}$ ), l'effet dominant semble être la quantité de contact par aspérité entre le métal liquide et le moule. Lorsque la rugosité de surface du moule augmente, le métal liquide mouille la surface plus profondément et donc la quantité de contact par aspérité est plus grande (figure 39). Les formules utilisées pour déterminer la quantité de contact sont présentées à l'annexe 1. Cette plus grande surface de contact entre métal et aspérité résulte en une plus forte probabilité de germination de plusieurs germes sur la même aspérité. Comme la probabilité de germination est plus grande, on se retrouve avec une densité de germes plus importante, donc une taille de grains plus faible que pour le modèle idéalisé et un patron de germination suivant le patron de surface de la plaque (figure 40).

### ***6.1.3 Modélisation de la microstructure***

Un modèle de microstructure, utilisant des automates cellulaires, développé par Rappaz [27] a été utilisé pour modéliser la microstructure solidifiée sur des surfaces rugueuses. La description complète du modèle est présentée à l'annexe 2. Si la germination des grains est idéalisée comme ayant lieu seulement sur la pointe des aspérités de surface, alors la densité initiale de sites de germination ( $n_{\text{max}}$ ) du modèle correspond à la densité



**Figure 39 - Contact effectif à chaque aspérité en fonction de la rugosité (voir annexe 1).**



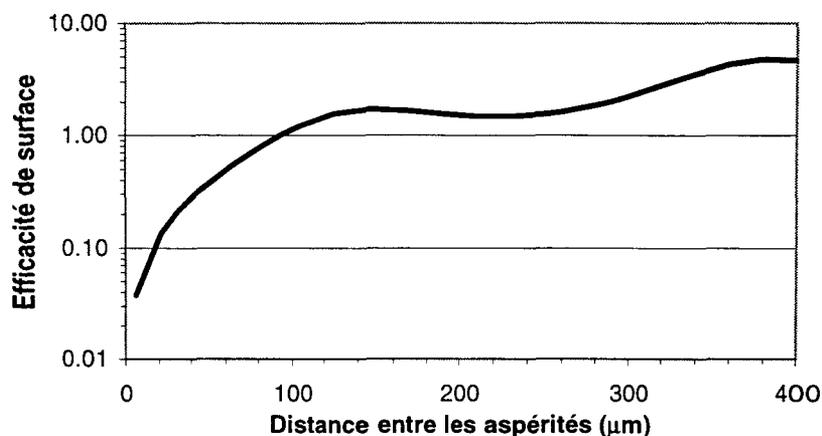
**Figure 40 - Solidification sur une plaque rugueuse. a) représentation schématique. b) topographie de la surface d'un échantillon.**

d'aspérités de la région de la surface modélisée (figure 6). Les résultats de cette modélisation montrent une taille de grains égale à la distance moyenne entre les aspérités de surface ( $\lambda$ ). Cette tendance peut être représentée par une droite passant par l'origine, sur un graphique exprimant la taille des grains en fonction de la rugosité (figure 42). Tel qu'observé plus tôt, cette situation idéalisée ne correspond pas aux résultats expérimentaux. Dans le but de modéliser adéquatement la taille des grains, un coefficient,

appelé "coefficient d'efficacité de surface", a été implanté à l'intérieur du modèle de microstructure. D'après les résultats expérimentaux disponibles, ce coefficient d'efficacité de surface peut être exprimé sous la forme suivante :

$$\text{Coefficient efficacité de surface} = \frac{\lambda}{\frac{\alpha}{2} * \text{Cos}\left(\frac{\lambda}{\phi}\right) + \bar{g}} \quad (6.1)$$

où  $\alpha$  est la différence entre la taille de grains maximale et minimale obtenues,  $\phi$  est la distance moyenne entre les aspérités ayant produit la plus petite taille de grains,  $\bar{g}$  est la taille de grains moyenne et  $\lambda$  la distance moyenne entre les aspérités. Ce coefficient, qui est représenté graphiquement comme une courbe cyclique croissante (figure 41), représente de façon empirique l'effet combiné de la diminution du nombre de sites de germination due au retrait autour des points de contact et de l'augmentation du nombre de ces sites due à l'augmentation de la quantité de contact sur chaque aspérité. Le coefficient a été ajusté à l'aide des données expérimentales et les valeurs utilisées sont présentées au tableau IV.



**Figure 41 - Représentation graphique du coefficient d'efficacité de surface associé à une plaque de refroidissement, dans les conditions de solidification déjà mentionnées.**

**Tableau IV - Paramètres permettant de calculer le coefficient d'efficacité de surface pour les conditions d'expérimentation utilisées dans cette étude.**

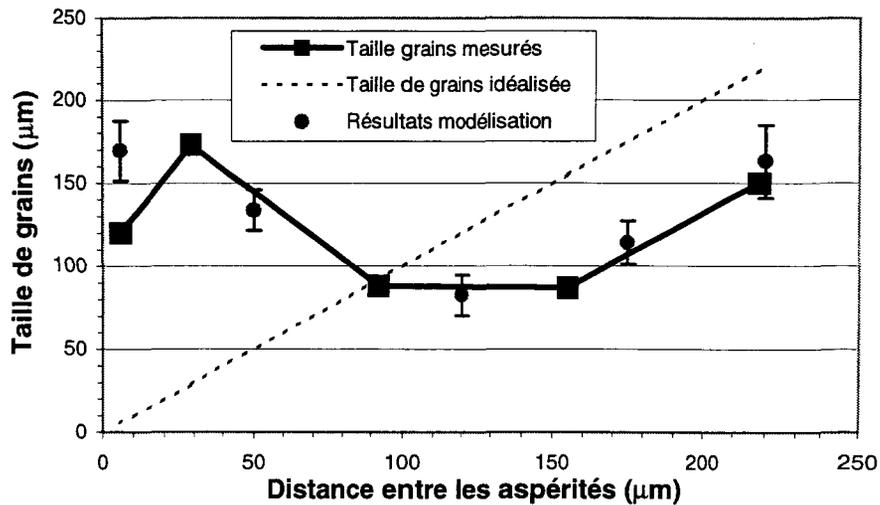
$\alpha$	80	$\mu\text{m}$
$\bar{g}$	120	$\mu\text{m}$
$\phi$	40	$\mu\text{m}$

L'efficacité de surface calculée à partir de la distance moyenne est utilisée lors du calcul de la germination de grains en surface. Le coefficient d'efficacité est multiplié au nombre maximum de germes ( $n_{\text{max}}$ ) pouvant se former pour la loi de germination de surface (figure 6). On obtient alors un nombre efficace de germes ( $n_e$ ) qui est utilisé pour le calcul du taux de germination (formule 2.10), à la place de  $n_{\text{max}}$ .

$$n_e = n_{\text{max}} \times \text{Coefficient d'efficacité de surface} \quad (6.2)$$

Ce nombre de germes dit "efficace" représente le nombre de germes qui seraient normalement formés si l'on tenait compte des effets de l'augmentation du taux de contact par aspérité et de l'intensité de la contraction localisée autour des points de contact. La variation du nombre de germes formés à un instant donné influencera donc la densité finale de grains. Notons que le coefficient d'efficacité de surface n'aura d'influence que sur la germination de grains à l'interface moule / métal.

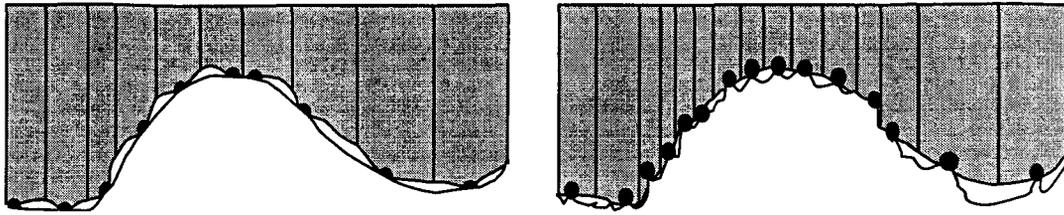
Les résultats de la modélisation utilisant le coefficient d'efficacité de surface sont présentés à la figure 42. L'utilisation à l'intérieur d'un modèle de microstructure d'un coefficient d'efficacité de surface ajusté a permis de reproduire assez fidèlement la taille de la microstructure obtenue expérimentalement.



**Figure 42 - Résultats de la simulation à l'aide d'un modèle de microstructure d'automates cellulaire, adapté pour inclure le coefficient de rugosité de surface.**

#### **6.1.4 Variation cyclique de la rugosité de surface**

Tel que démontré par l'utilisation du coefficient d'efficacité de surface, l'effet de la rugosité de surface sur la taille de grains semble varier de façon cyclique. Lorsque la rugosité de surface augmente, la quantité de contact augmente également. Cependant, il arrivera un moment où les aspérités de surface seront assez grosses et la quantité de contact assez grande que localement il y aura germination aléatoire à plusieurs endroits à la surface de l'aspérité. La surface de l'aspérité pourra alors être considérée comme une surface lisse. À ce moment, ce ne sera plus la rugosité de surface primaire qui influencera la germination mais bien la rugosité de surface secondaire, tel qu'illustré à la figure 43. La rugosité de surface peut donc être considérée comme fractale. L'utilisation d'une fonction cyclique (coefficient d'efficacité de surface) pour représenter ces effets semble donc appropriée.



**Figure 43 - Schéma illustrant des cas où la rugosité secondaire est plus déterminante pour la taille des grains que la rugosité primaire.**

## 6.2 Influence de la rugosité de surface sur la résistance à la déchirure à chaud

Comme il est possible de constater à la figure 34, une baisse significative de la résistance mécanique du métal survient lorsque la température du métal se situe au-dessus de son solidus, tel que déjà rapporté par certains auteurs [9,12]. Cette baisse de résistance a été reliée par les auteurs à la microstructure de l'alliage utilisé et à la présence de films liquides interdendritiques ou intergranulaires. Des travaux récents [4-6] ont relié la résistance à la déchirure à chaud  $\sigma$  à la taille  $h$  des films interdendritiques ou intergranulaires, tel que présenté à la section 3.2.4:

$$\sigma = \frac{2\gamma}{h} \quad (6.4)$$

où  $\gamma$  est la tension superficielle du liquide.

Dans la présente étude il a été observé que la résistance à la déchirure à est dépendante de la rugosité de surface du moule. Cette dépendance provient de la variation de la microstructure engendrée par la surface du moule. Pour une distribution isotrope du liquide dans le semi-solide, la taille du film liquide entourant les grains peut être

considérée comme étant approximativement proportionnelle au produit du volume de liquide interdendritique ou intergranulaire et de la surface totale de joints de grains. Dans une coupe bi-dimensionnelle de la microstructure, cette proportionnalité est donnée par:

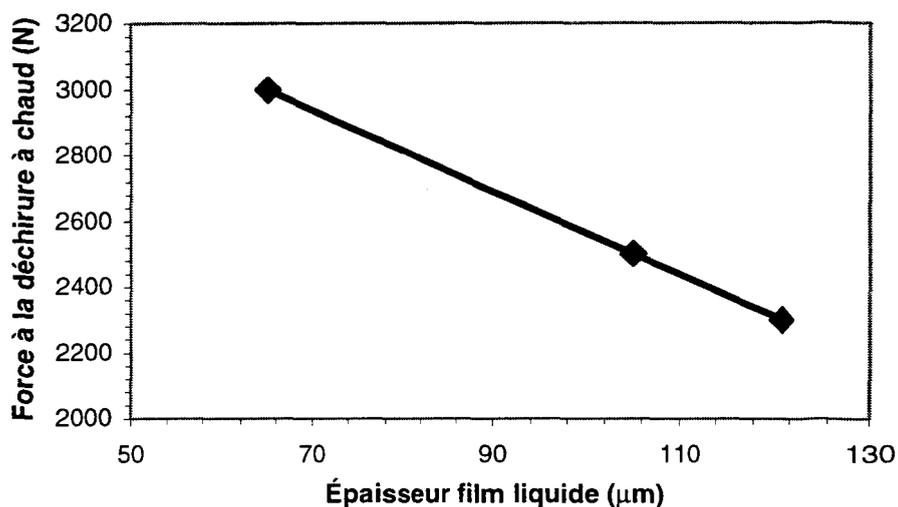
$$h \propto Ag \quad (6.5)$$

où A et g sont respectivement la quantité d'eutectique exprimée en % de surface et la taille des grains. L'équation 6.5 a été utilisée pour calculer l'épaisseur "h" des films interdendritiques, à partir des données obtenues lors de l'analyse de la microstructure des échantillons obtenus au DCSS (figures 32 et 33). Les résultats sont présentés au tableau V. Ces résultats ont été obtenus pour des expérimentations à une température proche de la température eutectique. La taille et la distribution de l'eutectique, telles que mesurées après solidification complète, peuvent donc être considérées comme étant une bonne approximation de la taille du film entourant les grains à la température de l'essai de traction.

**Tableau V - Variation de la taille du film liquide et de la force pour déchirure à chaud en fonction de la rugosité de la plaque de refroidissement, obtenue pour le DCSS.**

Rugosité de surface des plaques de refroidissement ( $\mu\text{m}$ )	Taille de grains ( $\mu\text{m}$ )	Quantité d'eutectique (%)	$h \propto Ag$ ( $\mu\text{m}$ )	Force pour déchirure (N)
13.8	81	1.50	121	2300
2.5	61	1.07	65	3000
0.1	71	1.48	105	2500

Au solidus, cette analyse prédit des films liquides plus fins pour une microstructure produite sur une plaque de rugosité  $2.5 \mu\text{m}$ , suivit par une plaque de  $0.1 \mu\text{m}$  et  $13.8 \mu\text{m}$  respectivement. En utilisant les données du tableau V, on peut relier la résistance à la déchirure à chaud à la taille des films interdendritiques. On constate alors que les résultats expérimentaux semblent être en accord avec la prédiction de proportionnalité entre l'épaisseur du film interdendritique et la résistance mécanique à la déchirure à chaud (figure 44), tel qu'anticipé par les récents modèles de déchirure à chaud faisant intervenir les caractéristiques du film interdendritique.



**Figure 44 - Résistance à la déchirure à chaud en fonction de la taille estimée des films liquides intergranulaires ou interdendritiques.**

CHAPITRE 7  
CONCLUSIONS

## CHAPITRE 7

### CONCLUSIONS

L'influence de la rugosité de surface du moule sur la microstructure et la résistance à la déchirure à chaud a été mesurée en utilisant un appareil simple de solidification dirigée et un simulateur de solidification en régime DC (DCSS).

Les résultats de l'analyse de la microstructure ont indiqué que la rugosité de surface du moule a un impact direct sur la taille de grains et la quantité d'eutectique présente dans la zone de surface de l'échantillon solidifié. La germination et la croissance préférentielles sur les aspérités de surface du moule permettent d'expliquer les différences de microstructures obtenues. Le micro-retrait autour des points de contact métal / moule ainsi que l'augmentation de la quantité de contact par aspérité pourraient expliquer la périodicité dans l'effet mesuré de la rugosité de surface.

Un coefficient d'efficacité de surface a été proposé pour modéliser adéquatement l'effet périodique de la rugosité de surface sur la microstructure. Un modèle de microstructure utilisant des automates cellulaires a été adapté pour inclure le coefficient d'efficacité de surface. L'utilisation du coefficient d'efficacité de surface à l'intérieur du

modèle a permis de reproduire assez fidèlement les tailles de grains obtenues expérimentalement.

Les résistances à la déchirure à chaud d'échantillons se solidifiant sur 3 plaques de refroidissement présentant des rugosités de surface différentes, ont été mesurées. Les résistances à la déchirure à chaud les plus élevées et les plus faibles ont été obtenues respectivement pour des échantillons coulés sur des plaques présentant des rugosités ( $R_a$ ) de 2.5  $\mu\text{m}$  et 13.8  $\mu\text{m}$ . Une quantité d'eutectique plus faible et une taille de grains plus petite auraient résulté en un film liquide intergranulaire ou interdendritique plus fin et donc une meilleure résistance à l'état semi-solide. Ces résultats pourraient s'expliquer en faisant appel aux modèles récents de déchirure à chaud, reliant la résistance à la déchirure à chaud à l'épaisseur du film liquide encore présent entre les grains durant les derniers moments du processus de solidification.

## REFERENCES

1. W. Kurz et D.J. Fisher, Fundamentals of Solidification (Suisse : Trans Tech Publications, 1986), 242p.
2. Rappaz M., "Modelling of microstructure formation in solidification process", International Metals Reviews, Vol.34, No.3, 1989, 93-123.
3. A. Galibois, "Transformation à l'état solide", (notes de cours, Université Laval, 1996)
4. D. J. Lahaie et M. Bouchard, "Physical Modeling of the Deformation Mechanisms of Semi-Solid Bodies and a Mechanical Criterion for Hot Tearing." Soumit pour publication dans Metallurgical Transactions.
5. B. Rogberg, "An Investigation on the Hot Ductility of Steels by Performing Tensile Tests on In Situ Solidified Samples", Scandinavian Journal of Metallurgy, Vol. 12, 1983, 51-66
6. C.H. Dickhaus, L. Ohm et S. Engler, "Mechanical Properties of Solidifying Shells of Aluminium Alloys." AFS Transactions, Vol. 118, 1993, 677-684.
7. A.R.R. Singer et P.H. Jennings, "Hot-Shortness of the Aluminium-Silicon Alloys of Commercial Purity", Journal Inst. Metals, Vol. 73, 1947, 197-212.
8. D.C.G. Lees, "The Hot Tearing Tendencies of Aluminium Casting Alloys", Journal Inst. Metals, Vol. 72, 1946, 343-364.
9. A.R.E. Singer et S.A. Cottrell, "Properties of the Aluminium-Silicon Alloys at Temperatures in the Region of the Solidus", Journal Inst. Metals, Vol 73, 1947, 33-54.
10. W.I. Pumphrey et J.V. Lyons, "Cracking During the Casting and Welding of the More Common Binary Aluminium Alloys", Journal Inst. Metals, Vol. 74, 1948, 439-455.
11. R.A. Rosenberg, C. Flemmings et H.F. Taylor, "Nonferrous Binary Alloys Hot Tearing", Trans AFS, Vol. 62, 1960, 518-528.
12. J.A. Williams et A.R.E. Singer, "Deformation, Strength and Fracture Above the Solidus Temperature", Journal Inst. Metals, Vol 96, 1968, 5-12.

13. J. Campbell et T.W. Clyne, "Hot Tearing in Al-Cu Alloys", Cast Metals, Vol.3, 1991, 224-226.
14. H. Chadwick, "Hot Shortness of Al 4.5% Cu Alloy", Cast Metals, Vol. 4, Number 1, 1991, 43-49
15. M. Fortier , D.J. Lahaie, M. Bouchard et J. Langlais, "The Effects of Mold Surface Roughness on the Hot Tearing Strength for an Al-4.5%p/p Cu Alloy.", Light Metals 2000, J. Kazadi and J. Masounave Eds., Symposium by the Light Metals Section of the CIM, Ottawa, August 20-23, 2000.
16. H. Biloni et B. Chalmers, "Predendritic Solidification", Trans. Met. Soc. of AIME, Vol. 233, 1965, 373-379.
17. H. Biloni et R. Morando, "On the Nature of the Chill Zone in Ingot Solidification", Trans. Met. Soc. of AIME, Vol. 242, 1968, 1121-1125.
18. M. Prates et H. Biloni, "Variables Affecting the Nature of the Chill Zone", Metallurgical Transactions, Vol. 3, 1972, 1501-1510.
19. R. Kayikci et W.D. Griffiths, "The Influence of Surface Roughness on Interfacial Heat Transfer During Casting Solidification", British Foundryman, September 1999, 267-271.
20. C.A. Muojekwu, I.V. Samarasekera et J.K. Brimacombe, "Heat Transfer and Microstructure during the Early Stages of Metal Solidification", Metallurgical and Materials Trans. B, Vol. 26B, 1995, 361-382.
21. D.A. Weirauch Jr et A. Giron, "The early Stages of Aluminium solidification in the Presence of a Moving Meniscus", The Integration of Material, Process and Product Design, Zabararas et al., Eds. Balkema, Rotterdam, 1999, 183-191.
22. J.S. Kim, M. Isac et R.I.L. Guthrie, "Measurements of Interfacial Heat Transfer Resistances and Characterization of Strip Microstructure for Al-Mg Alloys Cast on a Single Belt Casting Simulator", Light Metals 2000, J. Kazadi and J. Masounave Eds., Symposium by the Light Metals Section of the CIM, Ottawa, August 20-23, 2000.
23. M. Gallerneault et E. S. Luce, "The effect of the Melt/Mould Interface upon the As-Cast Surface Solidification Microstructure of Al45%p/p Cu", Materials Science Forum, Vols. 331-337, 2000, 289-294.
24. T. Lindon, Fundamentals of heat transfer (Englewood Cliffs, N.J., Prentice-Hall, 1980), 702p.
25. J. Langlais et J.E. Gruzleski, "A Novel Approach to Assessing the Hot Tearing Susceptibility of Aluminium Alloys.", Light Metals 99, M. Bouchard and A. Faucher, Eds., Symposium by the Light Metals Section of CIM , Quebec City, August 22-26, 1999, 247-263.

26. ASTM, Annual Book of Standards, Vol. 3.01 - E112, Determining Average Grain Size, 1995
27. M. Rappaz et Ch.-A. Gandin, "Probabilistic Modelling of Microstructure Formation in Solidification Process", Acta metall. mater., Vol. 41, No.2, 345-360, 1993.
28. G. Upadhyaya, S. Cheng et U. Chandra, "A Mathematical Model for Prediction of Hot Tears in Castings.", Light Metals 1995, J. Evans, Eds., The Minerals, Metals and Materials Society, 1995, 1101-1106
29. D. Warrington et D.G. McCartney, "Development of a New Hot Cracking Test for Aluminium Alloys." Cast Metals, Vol. 2, Number 3, 1989, 134-143.
30. B. Magnin et al., "Ductility and Rheology of an Al-4.5%Cu alloy from room temperature to coherency temperature.", Materials Science Forum, Vols. 217-222, 1996, 1209-1214.
31. Emley, E.F., "Continuous casting of aluminium.", International Metals Reviews, Juin 1976, 75-115.

## ANNEXE 1

### CALCUL DU CONTACT ENTRE LE MÉTAL LIQUIDE ET LES ASPÉRITÉS DE SURFACE

## Calcul du contact métal liquide / aspérité

Le contact entre le métal et le moule peut être défini en tenant compte de la fonction de surface du moule, qui peut être considérée comme étant approximativement une fonction cosinus:

$$\text{Profil de la surface du moule} = \frac{1}{2}A + \frac{1}{2}A \cos\left(\frac{\pi x}{A}\right)$$

où A est la moitié du diamètre de la particule abrasive responsable pour la rugosité de surface, et en tenant compte également de la courbure du liquide entre 2 points de contact. La surface du liquide sera considérée comme étant un arc de cercle de rayon R et de centre  $y_c$ :

$$\text{Courbure du liquide} = y_c - \sqrt{R^2 - A^2 + 2Ax - x^2}$$

Pour déterminer le point d'interception ( $x_{int}$ ) où le métal liquide quittera la surface du moule, il faut trouver à quel endroit les dérivées des 2 courbes sont identiques:

$$\frac{d\text{Profil de la surface du moule}}{dx} = \frac{d\text{Courbure du liquide}}{dx}$$

où

$$\frac{d\text{Profil de la surface du moule}}{dx} = -\frac{\pi}{2} \sin\left(\frac{\pi x}{A}\right)$$

$$\frac{d\text{Courbure du liquide}}{dx} = \frac{x - A}{\sqrt{R^2 - A^2 + 2Ax - x^2}}$$

et

$$\text{Rayon de courbure} = \frac{\sigma}{p}$$

où  $\sigma$  est la tension superficielle du liquide et  $p$  la pression de la tête de métal liquide:

$$\text{Pression métallostatique} = \rho gh$$

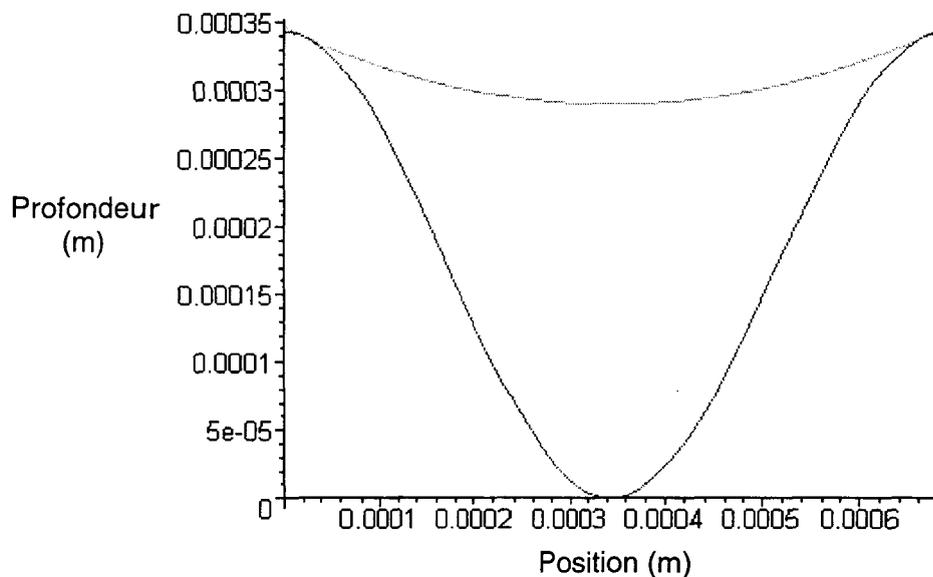
$\rho$  la densité du métal liquide,  $g$  l'accélération gravitationnelle et  $h$  la hauteur de la tête de métal liquide.

La quantité de contact est donc l'intégration linéaire de la courbure de surface de  $-x_{\text{int}}$  à  $x_{\text{int}}$ .  
Comme il y a symétrie, la quantité de contact peut être évaluée comme étant le double de l'intégration entre 0 et  $x_{\text{int}}$  :

$$\text{Quantité de contact par aspérité} = 2 \int_{x=0}^{x=\text{interception}} \sqrt{1 + \left(\frac{dY}{dx}\right)^2}$$

où

$Y(x)$  = Profil de la surface du moule



**Figure 45 - Graphique représentant le contact entre le métal liquide et le moule pour un patron de surface fait avec un papier de 24 grit.**

## ANNEXE 2

### MODÈLE DE MICROSTRUCTURE PAR AUTOMATE CELLULAIRE

## Algorithme du programme de modélisation de la microstructure par automates cellulaires.

### Langage: Pascal

```
Program microstructure(input,output);
```

```
CONST
```

```

a           = 1; {constante de la formule de croissance}
largeurmax  = 500; {nombre de cellules X sur le maillage}
hauteurmax  = 500; {nombre de cellules Y sur le maillage}
conditionsmax = 5; {nombre d'informations par cellules}
solrange    = 80; {range de solidification en celcius 650-570}
diffusion   = 0.000000003; {coefficient de diffusion en m2/s}
Gib         = 0.000000009; {coefficient de Gibbs Thompson}
cs          = 0.7; {concentration du solide}
cl          = 4.5; {concentration du liquide}

```

```
TYPE
```

```

conditions = 1..conditionsmax; {état, surface, L(t), croissance calculée
(1:oui, 0:non), lo}
largeur    = 1..largeurmax;
hauteur    = 1..hauteurmax;
cellule    = ARRAY [conditions] of real;
rangee     = ARRAY [largeur] of cellule;
typematrice = ARRAY [hauteur] of rangee;
{matrice[hauteur,largeur,conditions]}

```

```
VAR
```

```

l           : real; {largeur d'une cellule / pas de la matrice en m}
dT          : real; {température extraite à chaque dt}
matrice     : typematrice; {matrice définissant le maillage}
t           : real; {intervalle de temps pour une boucle}
Lt          : real; {longueur de croissance pour l'intervalle t}
surfusion   : real; {surfusion totale au temps t}
i,j,k,p     : integer; {compteur de boucle}
no          : real; {densité initiale de site de germination}
ea,el,eb,ec : integer; {paramètres de la loi cosinus d'efficacité de
surface}
asperites   : integer; {espacement entre les asperités}
effsurface  : real; {efficacité de surface}
SdT         : real; {écartype relié au dT pour germination surface}
SdTn       : real; {surfusion correspondant au plus haut taux de
germination en surface}
BdT         : real; {écartype relié au dT pour germination bulk}
BdTn       : real; {surfusion correspondant au plus haut taux de
germination dans le bulk}
tauxgerm    : real; {taux de germination à une surfusion donnée}
germes      : real; {nombre de germes formés à une surfusion donnée}
probgerm    : real; {probabilité de germination à chaque cellule}
surface     : integer; {nombre de cellule en surface}
kdistr      : real; {concentration du liquide divisé par concentration du
solide}
pdistr      : real; {1-kdistr}
Omega       : real; {parametre de la loi de croissance}

```

```

Vel          : real; {taux de croissance m/sec}
fincroissance : boolean; {indique si l'étape de croissance est terminée}
solidification_complete : boolean; {indique si la solidification est
complétée}
entree : text; {fichier entree des valeurs a utiliser pour les lois}
sortie : text; {fichier de sortie pour la matrice}

```

```

Procedure Initialisation_fichier; {initialisation des fichiers}

```

```

BEGIN
  assign(entree, 'entree.txt');
  reset(entree);
  assign(sortie, 'sortie.txt');
  rewrite(sortie);

```

```

END;

```

```

Procedure Initialisation; {remise à l'état initiale}

```

```

BEGIN
  t:=0;
  kdistr:=0;
  pdistr:=0;
  Omega:=0;
  Vel:=0;
  es:=0;
  i:=0;
  j:=0;
  k:=0;
  p:=0;
  no:=0;
  BdTn:=0;
  SdTn:=0;
  surface:=0;
  surfusion:=0;
  Lt:=0;
  BdTs:=0;
  SdTs:=0;
  tauxgerm:=0;
  germes:=0;
  probgerm:=0;
  ea:=0;
  el:=0;
  eb:=0;
  ec:=0;
  asperites:=0;
  effsurface:=0;
  solidification_complete:=false;
  for i := 1 to hauteurmax do begin
    for j := 1 to largeurmax do begin
      for k :=1 to conditionsmax do matrice[i,j,k]:=0;
    end;
  end;
END;{Fin de la procedure initialisation}

```

```

Procedure Lecture_fichier;

```

```

BEGIN
  readln(entree);
  readln(entree,t);
  readln(entree,l);
  readln(entree,dT);

```

```

    readln(entree,SdTn);
    readln(entree,SdT);
    readln(entree,BdT);
    readln(entree,BdT);
    readln(entree,asperites);
    readln(entree,ea);
    readln(entree,el);
    readln(entree,eb);
    readln(entree,ec);
END;

Procedure Germination_surface;
BEGIN
    effsurface:=(ea*COS((asperites/el)+eb))+ec)/asperites;
    no:=(largeurmax*1)/(asperites/1000000); {nombre d'asperités totale = nombre
de germes}
    no:=no/effsurface; {tenir en compte l'efficacité de surface}
    tauxgerm:=((no/(sqrt(2*PI)*SdT))*exp((sqr(surfusion-SdTn)/(-
2*sqr(SdT)))));
    germes:=tauxgerm*dT; {nombre de germes formés pour cette iteration}
    probgerm:=germes/largeurmax;
    for j := 1 to largeurmax do begin
        if (matrice[1,j,1]=0) then begin
            if random <=probgerm then begin
                matrice[i,j,1]:=((random(48)*90/48)-45); {si il y a
germination assigne une orientation crystallographique au germe de -45° à 45°
dans 48 orientations possibles}
                matrice[i,j,4]:=1; {ne pas faire croître le germe au
premier interval}

                matrice[i,j,5]:=1*(cos(matrice[i,j,1]*PI/180)+abs(sin(matrice[i,j,1]*PI/180
))); {Calcul la longueur nécessaire pour englober une prochaine cellule}
            end;
        end;
    end;
END;

Procedure Germination_bulk;
BEGIN
    no:=(largeurmax*hauteurmax)-surface;
    tauxgerm:=((no/(sqrt(2*PI)*BdT))*exp((-sqr(surfusion-
BdTn))/(2*sqr(BdT))));
    germes:=tauxgerm*dT; {nombre de germes formés pour cet intervalle de temps}
    probgerm:=germes/no;
    for i := 1 to hauteurmax do begin
        for j := 1 to largeurmax do begin
            if (matrice[i,j,2]=0) AND (matrice[i,j,1]=0) then begin
                if random <=probgerm then begin
                    matrice[i,j,1]:=((random(48)*90/48)-45);
                    {si il y a germination assigne une orientation crystallographique au germe de -
45° à 45° dans 48 orientations possibles}
                    matrice[i,j,4]:=1;{ne pas faire croître
le germe au premier interval}

                    matrice[i,j,5]:=1*(cos(matrice[i,j,1]*PI/180)+abs(sin(matrice[i,j,1]*PI/180
))); {Calcul la longueur nécessaire pour englober une prochaine cellule}
                end;
            end;
        end;
    end;
END;

```

```

        end;
    end;

END;

Procedure Croissance;
BEGIN
    kdistr:=cs/cl;
    pdistr:=1-kdistr;
    Omega:=surfusion/((surfusion*pdistr)+(solrange*kdistr));
    Vel:=((sqr(Omega)*diffusion)/(sqr(PI)*Gib))*((solrange*kdistr)/(1-
(Omega*pdistr))); {taux de croissance en m/sec}
    Lt:=Vel*t; {croissance en m}
    for i:=1 to hauteurmax do begin {boucle incrémentant la croissance}
        for j:=1 to largeurmax do begin
            if (matrice[i,j,1]<>0) AND (matrice[i,j,4]=0) then {Vérifie
que la cellule est solide et que sa croissance n'a pas été calculée}
                matrice[i,j,3]:=matrice[i,j,3]+Lt; {Incrémente la grosseur du
grain d'une croissance L(t)}
            end;
        end;
    repeat
        fincroissance:=true;
        for i:=1 to hauteurmax do begin {boucle faisant croitre}
            for j:=1 to largeurmax do begin
                if (matrice[i,j,1]<>0) AND (matrice[i,j,4]=0) then
begin {Vérifie que la cellule est solide et que sa croissance n'a pas été
calculée}
                    fincroissance:=false;
                    matrice[i,j,4]:=1; {indique que la croissance
est faite}
                    if matrice[i,j,3]>=matrice[i,j,5] then begin
{boucle pour capturer les cellules adjacentes et leur attribuer l'orientation}
                        if (j+1 <= largeurmax) AND
(matrice[i,j+1,1] = 0) then begin
                            matrice[i,j+1,1]:=matrice[i,j,1];
                            matrice[i,j+1,5]:=matrice[i,j,5];
                            matrice[i,j+1,3]:=matrice[i,j,3]-
matrice[i,j,5];{attribuer la distance de croissance restante aux nouvelles
cellules}
                        end;
                        if (j-1 >= 1) AND (matrice[i,j-1,1] = 0)
then begin
                            matrice[i,j-1,1]:=matrice[i,j,1];
                            matrice[i,j-1,5]:=matrice[i,j,5];
                            matrice[i,j-1,3]:=matrice[i,j,3]-
matrice[i,j,5];{attribuer la distance de croissance restante aux nouvelles
cellules}
                        end;
                        if (i+1 <= hauteurmax) AND
(matrice[i+1,j,1] = 0) then begin
                            matrice[i+1,j,1]:=matrice[i,j,1];
                            matrice[i+1,j,5]:=matrice[i,j,5];
                            matrice[i+1,j,3]:=matrice[i,j,3]-
matrice[i,j,5];{attribuer la distance de croissance restante aux nouvelles
cellules}
                        end;
                        if (i-1 >= 1) AND (matrice[i-1,j,1] = 0)
then begin

```

```

matrice[i-1,j,1]:=matrice[i,j,1];
matrice[i-1,j,5]:=matrice[i,j,5];
matrice[i-1,j,3]:=matrice[i,j,3]-
matrice[i,j,5];{attribuer la distance de croissance restante aux nouvelles
cellules}
end;
end;
end;
end;
until fincroissance=true;
END;

Procedure Verification_initialisation;
BEGIN
solidification_complete:=true;
for i:=1 to hauteurmax do begin
for j:=1 to largeurmax do begin
matrice[i,j,4]:=0; {réinitialiser l'indicateur de croissance
pour la prochaine étape}
if matrice[i,j,1]=0 then solidification_complete:=false; {si
il reste une cellule liquide la solidification n'est pas complétée}
end;
end;
end;
END;

Procedure Ecriture_fichier;
BEGIN
for j := 1 to largeurmax do begin
for i := 1 to hauteurmax do begin
write(sortie,matrice[i,j,1]:1:0); {sort la matrice de la
microstructure}
write(sortie,',');
end;
writeln(sortie);
end;
close(sortie);
END;

BEGIN {PROGRAMME PRINCIPAL}

Randomize; {démarrer la génération de nombres aléatoires}
Initialisation_fichier;
Initialisation;
Lecture_fichier;
Repeat
Germination_surface;
Germination_bulk;
Croissance;
write(' croissance = ',Vel);
Verification_initialisation;
surfusion:=surfusion+dT;
Until solidification_complete=true;
Ecriture_fichier;
writeln;
writeln('Fin de la solidification');
readln;
END.

```