

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI

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

**PAR
FRÉDÉRIC MICHEL**

**INFLUENCE DES PARAMÈTRES DE FONDERIE SUR LE TRANSFERT DE
CHALEUR AU COURS DE LA SOLIDIFICATION POUR DES ALLIAGES
ALUMINIUM SILICIUM.**

FÉVRIER 1994



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

Lors du refroidissement dans un moule métallique, les échanges thermiques entre le métal et le moule sont directement influencés par certains paramètres: la température du moule au moment de la coulée, le type de revêtement de surface et son épaisseur. L'objectif de cette étude est l'analyse du rôle de ces facteurs sur le coefficient transitoire de transfert de chaleur à l'interface moule/métal pour de l'aluminium pur et pour des alliages aluminium-silicium. Des expériences de solidification radiale sont réalisées. Les courbes de refroidissement dans le métal et dans le moule sont traitées à l'aide d'une méthode numérique afin de calculer le coefficient de transfert de chaleur. Pour le cas de l'alliage aluminium/silicium hypoeutectique, une méthode particulière de détermination de la fraction liquide lors de la discrétisation et de la résolution du système a été développée. Les différents revêtements sont étudiés, conducteur et isolant à différentes épaisseurs, avec deux températures de préchauffage du moule (200°C et 350°C). Les calculs numériques sont complétés d'observations des états de surface des revêtements et d'analyses macrographiques des échantillons tirés des éprouvettes.

Les résultats obtenus permettent de caractériser les conditions de refroidissement à l'interface suivant les conditions expérimentales retenues. L'influence du revêtement se constate surtout sur la première partie de la courbe du coefficient transitoire de transfert à l'interface (h_{int} en fonction du

temps), un revêtement conducteur donne une montée de h_{int} plus forte qu'un revêtement isolant. La température de préchauffage du moule avant l'expérience a une action visible sur la valeur maximale du coefficient de transfert de chaleur (h_{max}). Lors du refroidissement et de la solidification de l'alliage coulé, si le taux de refroidissement est très fort, le métal a tendance à se contracter plus vite et l'interstice d'air ainsi créé tend à ralentir les échanges thermiques.

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier Monsieur Fawzy Hosny Samuel et Monsieur Patrick René Louchez pour l'appui et les judicieux conseils formulés durant toute la durée de ce travail.

Je remercie aussi le personnel des laboratoires, Monsieur Régis Boucher et Monsieur Gilles Lemire pour leur participation à la réalisation du montage et la réussite des expériences.

Je remercie la Société d'électrolyse et de Chimie Alcan Limitée, le Conseil de Recherches en Sciences Naturelles et en Génie du Canada et la Fondation de l'Université du Québec à Chicoutimi qui ont rendu possible ce travail de recherche.

Je tiens à remercier particulièrement ma famille et mes amis, ainsi que le personnel de l'Université du Québec à Chicoutimi qui ont contribué à ce travail de recherche.

Table des matières

RESUMÉ	i
REMERCIEMENTS	iii
TABLE DES MATIERES	iv
LISTE DES FIGURES	vii
LISTE DES TABLEAUX	ix
NOMENCLATURE	x
CHAPITRE 1: DÉFINITION DU PROBLÈME	1
1. PROBLÉMATIQUE	2
2. OBJECTIFS	3
3. MÉTHODOLOGIE	4
CHAPITRE 2: DESCRIPTION DES PARAMETRES DE FONDERIE	6
1. RAPPELS DE MÉTALLURGIE	7
1.1. Diagramme de phase Al-Si	7
1.2. Courbe de refroidissement	7
1.3. Surfusion	9
1.4. Structure micrographique	11
1.5. Surchauffe	15
1.6. Vitesse de refroidissement	16
2. DESCRIPTION GÉNÉRALE DES REVETEMENTS	17
2.1. Rôle du revêtement en fonderie	17
2.2. Composition	18
2.3. État de surface du revêtement	19
2.4. Propriétés conductrices de la chaleur	20
2.5. Application du revêtement	21
CHAPITRE 3 ÉTUDE EXPÉRIMENTALE	22
1. DESCRIPTION DES REVETEMENTS UTILISÉS	23
1.1. Choix des revêtements	23
1.2. Choix et mesure des épaisseurs du revêtement	24
1.3. Méthode de mesure de l'état de surface	25

1.4. Résultats de l'examen de l'état de surface	27
2. DESCRIPTION DU MONTAGE EXPÉRIMENTAL DE FONDERIE . .	35
2.1. Appareillage	35
2.2. Instrumentation	38
3. ÉTUDE DES ALLIAGES EMPLOYÉS	41
3.1. Analyse chimique	41
3.2. Température de refroidissement et courbes de refroidissement	43
4. EXPÉRIENCES DE SOLIDIFICATION RADIALE	49
4.1. Description des expériences	49
4.2. Présentation des courbes de refroidissement de l'expérience de solidification radiale	52
5. ÉTUDE GÉNÉRALE DES ÉPROUVETTES	58
5.1. Analyse des éprouvettes	58
5.2. Étude macrographique	61
5.2.1. Échantillonnage pour la macrographie	61
5.2.2. Observations macrographiques	63
a. Aluminium pur	63
b. Alliage hypoeutectique	64
c. Alliage eutectique	65
5.2.3. Conclusions de l'observation	66
CHAPITRE 4: SIMULATION NUMÉRIQUE	75
1. INTRODUCTION	76
2. MODÉLISATION GÉNÉRALE EN DIFFÉRENCES FINIES	77
2.1. Calcul des températures dans le moule	77
2.2. Calcul des températures dans le métal	80
3. CALCUL DANS LA ZONE PÂTEUSE	82
3.1. Méthode de calcul de la fraction liquide	82
3.2. Règle des segments inverses	85
3.3. Calcul de l'enthalpie	89
4. DÉTERMINATION DES CONSTANTES PHYSIQUES (ρ , c , k et L) .	92
4.1. Masse volumique	92

4.1.1. Masse volumique dans le solide	92
4.1.2. Masse volumique dans le liquide	94
4.2. Chaleur massique	94
4.2.1. Chaleur massique à l'état solide	94
4.2.2. Chaleur massique à l'état liquide	96
4.3. Conductivité thermique	97
4.3.1. Analyse du problème	97
4.3.2. Conductivité thermique à l'état solide	99
4.3.3. Conductivité thermique à l'état liquide	100
4.4. Chaleur latente de fusion	101
 5. DÉTERMINATION DU COEFFICIENT DE TRANSFERT DE CHALEUR	 102
5.1 MÉTHODE DE CALCUL	103
5.2. Étude des courbes de h_{int} en fonction du temps	105
5.2.1. Matériau monophasique, l'aluminium pur	105
a. Sans revêtement et avec un revêtement graphite	105
b. Revêtement à base de vermiculite	105
c. Revêtement à base de zircon et à base de mica	108
5.2.2. Alliage monophasique, l'alliage eutectique	108
a. Sans revêtement	108
b. Revêtement à base de vermiculite	112
5.2.3. Alliage à deux phases, l'alliage hypoeutectique	113
a. Sans revêtement et avec un revêtement graphite	113
b. Revêtement à base de vermiculite	113
5.3. Étude des valeurs maximales	116
5.4. Étude des valeurs du coefficient directeur	120
 CHAPITRE 5: CONCLUSION	 123
 BIBLIOGRAPHIE	 127

Liste des figures

- Figure 1:** Diagramme schématique aluminium-silicium.
- Figure 2:** Structure et refroidissement de l'alliage hypoeutectique.
- Figure 3:** Structure et refroidissement de l'alliage eutectique.
- Figure 4:** Montage de pose du revêtement.
- Figure 5:** État de la surface du revêtement à base de graphite, 50 X.
- Figure 6:** État de la surface du revêtement à base de graphite, 500 X.
- Figure 7:** État de la surface du revêtement à base de graphite, 1000 X.
- Figure 8:** État de la surface du revêtement à base de vermiculite, 50 X.
- Figure 9:** État de la surface du revêtement à base de vermiculite, 500 X.
- Figure 10:** État de la surface du revêtement à base de vermiculite, 1000 X.
- Figure 11:** État de la surface du revêtement à base de mica, 50 X.
- Figure 12:** État de la surface du revêtement à base de mica, 500 X.
- Figure 13:** État de la surface du revêtement à base de mica, 1000X.
- Figure 14:** État de la surface du revêtement à base de zircon, 50 X.
- Figure 15:** État de la surface du revêtement à base de zircon, 1000 X.
- Figure 16:** Moule expérimental pour la solidification radiale.
- Figure 17:** Thermocouple en céramique.
- Figure 18:** Thermocouple permanent.
- Figure 19:** Courbe de refroidissement de l'aluminium pur commercial.
- Figure 20:** Courbe de refroidissement de l'alliage eutectique.
- Figure 21:** Courbe de refroidissement de l'alliage hypoeutectique.
- Figure 22:** Courbe de refroidissement, sans revêtement à 200°C.
- Figure 23:** Courbe de refroidissement, moule avec du revêtement à base de graphite, à 200°C.
- Figure 24:** Courbe de refroidissement, moule avec du revêtement à base de vermiculite (100µm) à 200°C.
- Figure 25:** Courbe de refroidissement, moule avec du revêtement à base de vermiculite (300µm) à 200°C.
- Figure 26:** Examen macrographique, expérience AS020-3, 0,9 X.
- Figure 27:** Examen macrographique, expérience AG035-1, 0,9 X.
- Figure 28:** Examen macrographique, expérience AV120-3, 0,9 X.
- Figure 29:** Examen macrographique, expérience AV320-2, 0,9 X.
- Figure 30:** Examen macrographique, expérience AV135-2, 0,9 X.
- Figure 31:** Examen macrographique, expérience AV335-1, 0,9 X.
- Figure 32:** Examen macrographique, expérience HS035-1, 0,9 X.
- Figure 33:** Examen macrographique, expérience HV120-1, 0,9 X.
- Figure 34:** Examen macrographique, expérience HV335-1, 0,9 X.
- Figure 35:** Examen macrographique, expérience ES020-1, 0,9 X.
- Figure 36:** Examen macrographique, expérience ES035-1, 0,9 X.

- Figure 37:** Examen macrographique, expérience EV120-1, 0,9 X.
- Figure 38:** Examen macrographique, expérience EV335-1, 0,9 X.
- Figure 39:** Règle des segments inverses.
- Figure 40:** Fraction liquide en fonction de la température.
- Figure 41:** Exemple de cas de conduction simple.
- Figure 42:** Coefficient de transfert (aluminium pur, interface conductrice).
- Figure 43:** Coefficient de transfert (aluminium pur, revêtement à base de vermiculite).
- Figure 44:** Coefficient de transfert (aluminium pur, revêtement à base de zircon et de mica).
- Figure 45:** Coefficient de transfert (alliage eutectique, sans revêtement).
- Figure 46:** Coefficient de transfert (alliage eutectique, revêtement à base de vermiculite).
- Figure 47:** Coefficient de transfert (alliage hypoeutectique, interface conductrice).
- Figure 48:** Coefficient de transfert (alliage hypoeutectique, revêtement à base de vermiculite).

Liste des tableaux

- Tableau 1:** Matériaux de base des principaux revêtements.
- Tableau 2:** Position des thermocouples, aluminium pur et alliage eutectique.
- Tableau 3:** Position des thermocouples, alliage hypoeutectique.
- Tableau 4:** Composition de l'aluminium pur commercial (les valeurs sont en pourcentage massique).
- Tableau 5:** Analyse des alliages utilisés.
- Tableau 6:** Rôle des éléments d'additions.
- Tableau 7:** Températures du palier isotherme pour l'aluminium pur commercial.
- Tableau 8:** Températures de solidus, de début et de fin du palier eutectique pour l'alliage hypoeutectique.
- Tableau 9:** Températures de début et de fin du palier eutectique.
- Tableau 10:** Codification des expériences.
- Tableau 11:** Notation des expériences.
- Tableau 12:** Qualification de l'état de la surface des éprouvettes.
- Tableau 13:** Résultats de l'examen visuel des éprouvettes.
- Tableau 14:** Composition du réactif d'attaque.
- Tableau 15:** Taille des grains en mm.
- Tableau 16:** Valeurs des point utilisés pour calculer les lignes de transformation.
- Tableau 17:** Densité(valeur en kg.m^{-3}).
- Tableau 18:** Valeurs des parametres du métal à l'état solide et liquide.
- Tableau 19:** Codage des thermocouples, métal.
- Tableau 20:** Codage des thermocouples, moule horizontaux.
- Tableau 21:** h_{max} pour un moule sans revêtement.
- Tableau 22:** h_{max} pour un moule avec du revêtement graphite.
- Tableau 23:** h_{max} pour un moule avec revêtement vermiculite de $100\mu\text{m}$.
- Tableau 24:** h_{max} pour un moule avec un revêtement vermiculite de $300\mu\text{m}$.
- Tableau 25:** h_{max} pour un moule avec des revêtement de zircon ($100\mu\text{m}$ et $300\mu\text{m}$) et de mica ($100\mu\text{m}$), aluminium pur.
- Tableau 26:** Coefficient directeur pour un moule sans revêtement.
- Tableau 27:** Coefficient directeur pour un moule avec revêtement graphite.
- Tableau 28:** Coefficient directeur pour un moule avec revêtement vermiculite $100\mu\text{m}$.
- Tableau 29:** Coefficient directeur pour un moule avec revêtement vermiculite $300\mu\text{m}$.
- Tableau 30:** Coefficient directeur pour un moule avec des revêtement de zircon ($100\mu\text{m}$ et $300\mu\text{m}$) et de mica ($100\mu\text{m}$), aluminium pur.

NOMENCLATURE

a: paramètre de la maille atomique (m)

A,B: coefficients

C: nombre de constituants

C_{si}: concentration en silicium (pour-cent en masse)

C_{al}: concentration en aluminium

C_p: capacité calorifique (J.kg⁻¹.°C⁻¹)

f_l: fraction liquide (pour-cent en masse)

h: enthalpie (J.kg⁻¹)

h_{int}: coefficient de transfert de chaleur à l'interface (W.m⁻².K⁻¹)

h_{max}: coefficient maximal de transfert de chaleur à l'interface (W.m⁻².K⁻¹)

i: indice

k: conductivité thermique (J.m⁻¹.K⁻¹.s⁻¹)

L: chaleur latente de fusion (J.kg⁻¹)

q: flux de chaleur (w.m⁻²)

r, Φ, θ: coordonnées cylindriques

S: surface d'échanges (m²)

T: température (°C)

T_{ref}: température de référence (°C)

T_s: température de solidus (°C)

T_l: température de liquidus (°C)

t: temps (s)

V: variance

W: concentration massique (en pour-cent)

x,y,z: coordonnées spatiales

ρ : densité (kg.m^{-3})

λ : conductivité électrique ($\Omega.\text{m}^{-1}$)

ρ : résistivité électrique ($\Omega.\text{m}$)

ϕ : nombre de phases dans le calcul de la variance

CHAPITRE 1

DÉFINITION DU PROBLÈME

1. PROBLÉMATIQUE

De nos jours, la coulée en moule métallique est une méthode fréquemment utilisée pour les grandes et les très grandes séries de pièces qui servent en majorité à la production automobile. À l'opposé des méthodes de moulage en sable, le moule est permanent, ce qui rend la technique économique et propre (moins de rejets). De plus, la qualité des moulages est améliorée. Cependant, pour produire de bonnes pièces, il est important de maîtriser les échanges thermiques en cours de refroidissement. En effet, la structure, la distribution des défauts (porosités, inclusions, retassures, ...) et les caractéristiques mécaniques dépendent directement des conditions de refroidissement de la pièce en aluminium.

Lors du refroidissement, l'énergie thermique contenue dans le métal est transmise au moule à travers l'interface moule/métal. Ces échanges sont caractérisés par le coefficient de transfert de chaleur à l'interface, h_{int} . Dans les procédés industriels, le coefficient de transfert de chaleur est contrôlé par la pose d'un revêtement à la surface du moule ou par le préchauffage du moule. Cependant, ces méthodes de contrôle des échanges à l'interface sont, jusqu'à présent, surtout utilisées de façon très empiriques.

Au cours des dernières années se sont développées des simulations des phénomènes de transfert de chaleur, à l'intérieur des moules [1-3]. Ces logiciels sont de plus en plus complexes afin d'intégrer des analyses proches

des phénomènes réels, en prenant en compte toutes les phases de la coulée: flux de chaleur dans le moule et dans le métal au niveau macroscopique et microscopique, phénomènes d'écoulement, influence des conditions opératoires. La connaissance des phénomènes mentionnés précédemment est souvent le résultat d'une étude expérimentale, avec des paramètres fixés, qui, une fois traitée, définit des lois de comportement. Les problèmes réels traités sont sujets à de nombreuses influences extérieures (pertes, gravité, influence de l'appareillage de mesure,...), il devient donc très complexe de traiter ces problèmes de façon purement mathématique car les conditions de calcul ne correspondent pas toujours à la réalité [4]. L'étude présentée ici se concentre sur le cas de la solidification radiale. Des travaux antérieurs [5] ont montré que cette situation pouvait être correctement simulée expérimentalement, à l'aide d'un moule cylindrique, et numériquement, par une méthode de différences finies unidimensionnelle.

2. OBJECTIFS

L'objectif principal du travail est de démontrer l'influence du revêtement et du préchauffage sur le transfert de chaleur à l'interface moule/métal au cours de la solidification radiale de l'aluminium. Les deux types de revêtements sont étudiés: conducteurs (graphite) et isolants (vermiculite, mica, zircon). Deux épaisseurs typiques de revêtement sont choisies (100 μm et 300

μm). Enfin, deux températures de préchauffage sont utilisées (200°C et 350°C) de façon à illustrer la gamme de températures utilisées en pratique.

Afin de représenter les diverses applications industrielles, trois matériaux sont étudiés: l'aluminium pur, l'alliage Al-Si 5,5% (hypoeutectique) et l'alliage Al-Si eutectique (11,7%).

3. MÉTHODOLOGIE

L'ensemble du travail réalisé comporte quatre volets d'activité.

(a) Détermination et caractérisation générale des revêtements utilisés dans l'étude.

(b) Réalisation expérimentale de coulée en moule cylindrique métallique avec mesure des températures dans le moule et le métal en fonction du temps.

(c) Étude macrographique des échantillons retirés des pièces coulées durant les expériences.

(d) Calcul numérique du champ de température en chaque point du moule et du métal et détermination du coefficient de transfert de chaleur h_{int} pour les expériences effectuées.

Le travail expérimental utilise les installations disponibles au laboratoire de la fonderie de l'UQAC. Le travail numérique utilise le logiciel développé par Fortin [5], modifié pour le cas des alliages Al-Si.

La présentation de ces activités se fera en trois parties. Dans la

première partie, un rappel des connaissances théoriques et expérimentales sera donné, dans la seconde partie les activités expérimentales seront décrites et, dans la dernière partie, la modélisation sera présentée.

CHAPITRE 2

DESCRIPTION DES PARAMÈTRES DE FONDERIE

1 RAPPELS DE MÉTALLURGIE

1.1. Diagramme de phase aluminium-silicium

Outil du métallurgiste, le diagramme de phase est une source de renseignements sur un métal ou un alliage. Il s'agit d'une représentation des lignes de transformation (température en fonction du pourcentage d'élément), qui permet de connaître les quantités et d'analyser les phases en présence et les températures de changement de phase. Cependant, le diagramme de phase n'est valable que pour des conditions proches de l'équilibre, (refroidissement ou chauffage suffisamment lent) [6]. Le diagramme aluminium-silicium (figure 1), est relativement simple: il comporte un point eutectique(577°C, 11,7% de silicium en masse) et deux phases solides distinctes α (silicium en solution dans l'aluminium) et silicium primaire.(Note: dans la présente étude, seule la partie à gauche du point eutectique inclus est utilisée.)

1.2. Courbe de refroidissement

La courbe de refroidissement d'un corps est la courbe représentant la température en fonction du temps. Cette courbe montre les changements de phase et leurs caractéristiques thermiques: transformations physiques, changement de structure, effet de traitement du corps étudié, vitesse de refroidissement, phénomènes de surfusion. En effet, une transformation

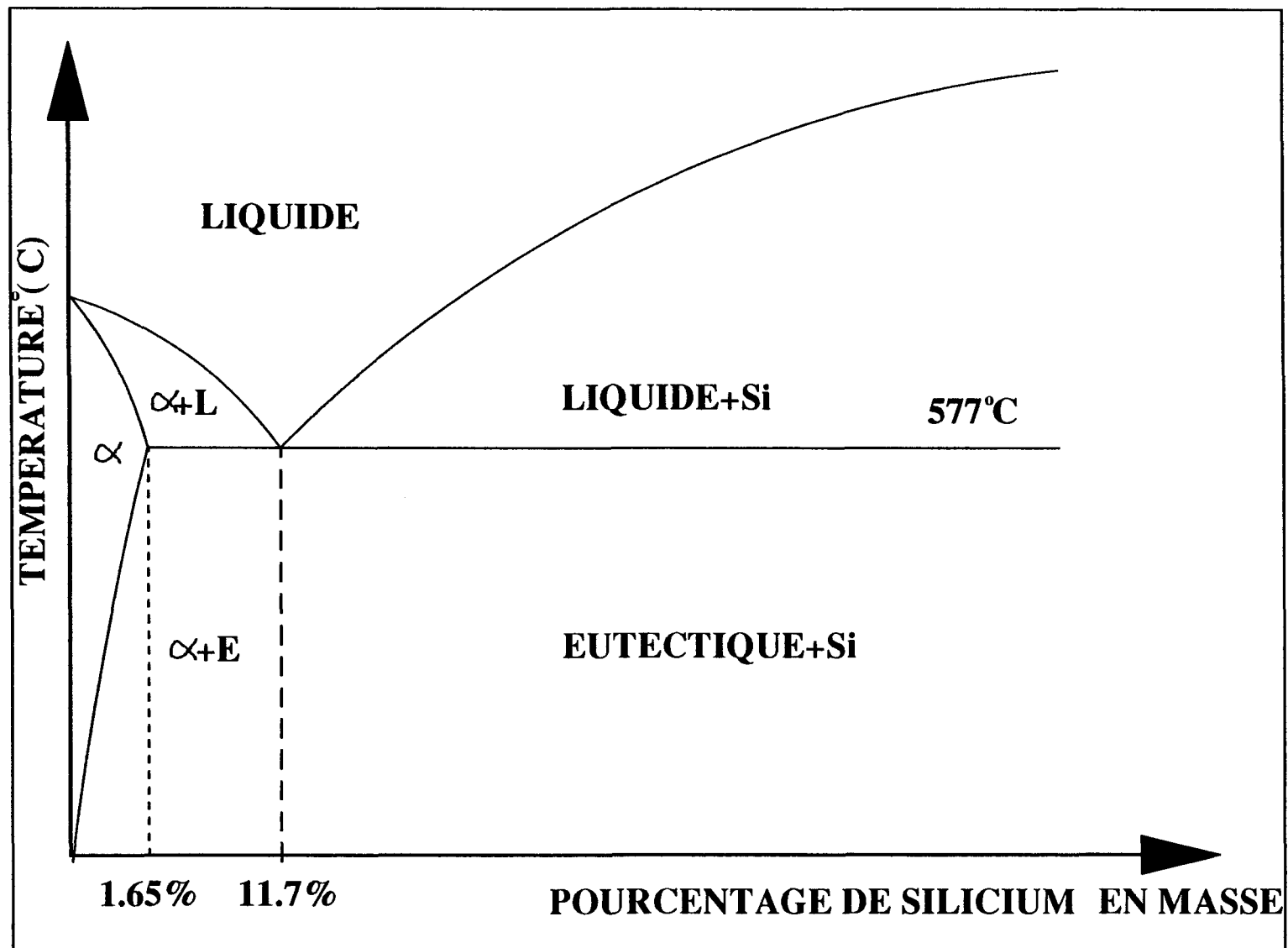


Figure 1: Diagramme schématique aluminium/silicium

physique du corps dégage ou consomme une certaine quantité d'énergie qui est caractérisée par un changement de pente de la courbe. Il est aussi connu que les changements de phase ($L \rightarrow S$, $\alpha \rightarrow \beta$) pour un alliage ne sont pas isothermes, par contre, les transformations eutectiques, périphériques, eutectoïdes et péritectoïdes et la solidification d'un métal pur se font à température constante d'où leur dénomination d'isothermes. Ainsi, l'observation d'une courbe de refroidissement conduit à la connaissance des températures de transformation de phase. Cette méthode, entre autres, est utilisée pour établir les diagrammes de phase de manière expérimentale [7]. Une courbe de refroidissement montre aussi la quantité de fraction solide lors de la solidification. En effet, les points d'inflexion de la courbe de refroidissement donnent les temps et les températures auxquels se forment la première et la dernière particule de solide [8].

1.3. Surfusion

Dans le cas d'alliages comportant un palier eutectique, on remarque un phénomène de surfusion. Ce phénomène est caractérisé par le fait que la température du métal liquide refroidi devient inférieure à celle où, normalement, le changement de phase aurait dû être réalisé, puis la température remonte jusqu'à celle de la transformation qui finalement se réalise [9-13].

Ce retard est appelé surfusion d'amplitude ΔT où ΔT représente l'écart entre la température du palier isotherme et celle, plus basse, atteinte par le métal sans transformation.

On examine un échantillon lors de son passage de l'état liquide à l'état solide à l'échelle de l'atome. La première étape est la formation de la première cellule, constituée de quelques atomes, appelée germe et qui va être le point de départ de la croissance des cristaux du métal étudié. L'apport d'atomes à ce germe est accompagné d'une perte d'énergie, ainsi le système tend vers la stabilité thermodynamique. On est dans le cas du refroidissement normal. Par contre, la formation du germe est un phénomène qui peut présenter des difficultés à se réaliser. En effet, la nucléation est la rencontre et l'association d'atomes; au départ, pour des raisons d'énergie liée au rayon de courbure et à la tension superficielle, l'existence d'un germe formé de quelques atomes nécessite un très fort apport d'énergie incompatible avec le refroidissement. La taille critique d'un germe est donc le diamètre minimum qu'il doit atteindre pour être viable. La taille critique est fonction du ΔT de la surfusion. Il y a cependant des phénomènes qui facilitent la formation de ces germes: il peut s'agir d'une vibration ou d'un choc sur le système, d'un mouvement à l'échelle macroscopique du liquide, d'une particule étrangère (ou germe) ou d'une aspérité à la surface du contenant. La formation d'un premier grain stimule de façon drastique la formation des autres. On reconnaît aussi

l'action de forts champs magnétiques ou électriques.

En général, la surfusion n'est pas maximale car la solidification débute grâce à des germes étrangers (impuretés, inclusions, morceaux de creuset, aspérités du moule) ou par des phénomènes physiques (vibration, choc mécanique); à moins de travailler dans des conditions extrêmement sévères, il est impossible d'éviter une ou plusieurs de ces causes.

Dans le cas présent, la surfusion est réduite pour les raisons suivantes:

-les matériaux fondus sont réalisés industriellement, ils présentent une certaine quantité d'impuretés.

-la fusion est menée de telle façon que des impuretés extérieures se mêlent au bain (morceau de revêtement, de creuset, oxyde d'aluminium).

-le moule présente une rugosité (assez grossière) due à son usinage.

Pour éviter les impuretés, il faut fondre des métaux de haute pureté, sous une atmosphère contrôlée et employer du matériel extrêmement propre. Comme pour cette étude, le projet est dirigé vers l'application industrielle, ces conditions ne seront pas retenues mais la surfusion ne sera pas négligée .

1.4. Structure micrographique

Les termes phase et constituant sont utilisés dans l'observation macrographique des échantillons. Une phase est un état de la matière, ce peut être solide, liquide ou un mélange de plusieurs espèces chimiques. Un

constituant correspond aux espèces chimiques qui composent un alliage: le silicium et l'aluminium sont les constituants des alliages Al-Si.

Le diagramme binaire Al-Si montre les phases possibles: soit la phase α , soit un mélange de phase α et de phase eutectique, soit la phase eutectique seule, soit un mélange de phase eutectique et des cristaux de silicium primaire [14].

Les méthodes pour déterminer les phases en présence sont l'observation micrographique pour les identifications et l'étude des variations des propriétés en fonction de la température (thermodilatométrie, analyse thermique) pour leur domaine d'existence.

Les deux cas étudiés sont l'alliage hypoeutectique (5,5% de silicium) et l'alliage eutectique (11,7% de silicium). L'alliage hypoeutectique Al-Si est un alliage à deux constituants de structure à l'état solide, aluminium et eutectique (figure 2). La solidification commence par l'apparition de cristaux dendritiques de solution solide dans le liquide. Ces cristaux croissent jusqu'à ce qu'il ne reste que du liquide de composition eutectique. Ensuite le liquide eutectique se solidifie entre les bras des dendrites de solution solide riche en aluminium [15-18].

L'alliage eutectique est un alliage à un seul constituant de structure à l'état solide (figure 3). Il présente la température de fusion la plus basse (577 °C). Le processus de solidification de l'alliage eutectique est le suivant:

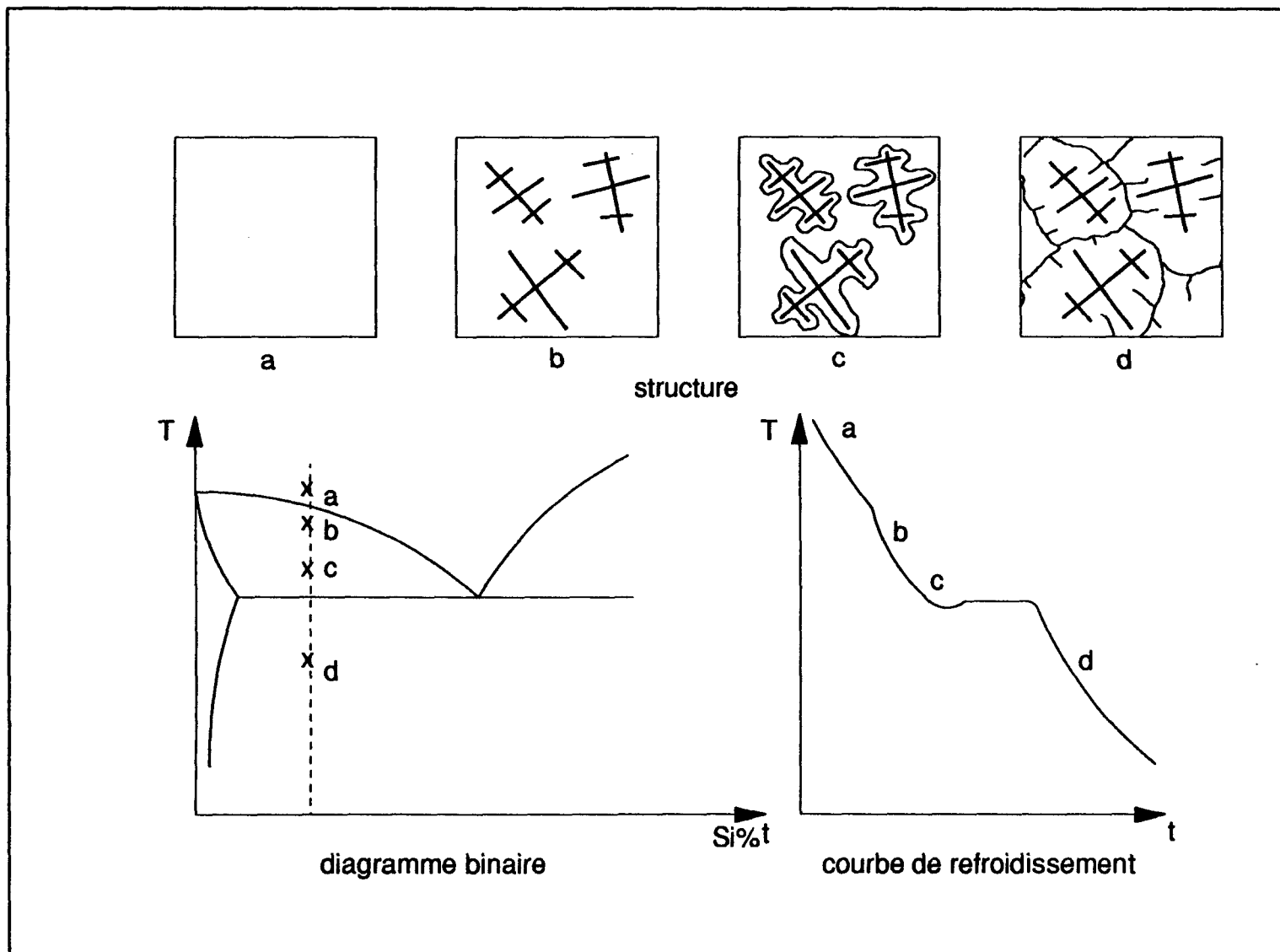


Figure 2: Structure et refroidissement de l'alliage hypoeutectique

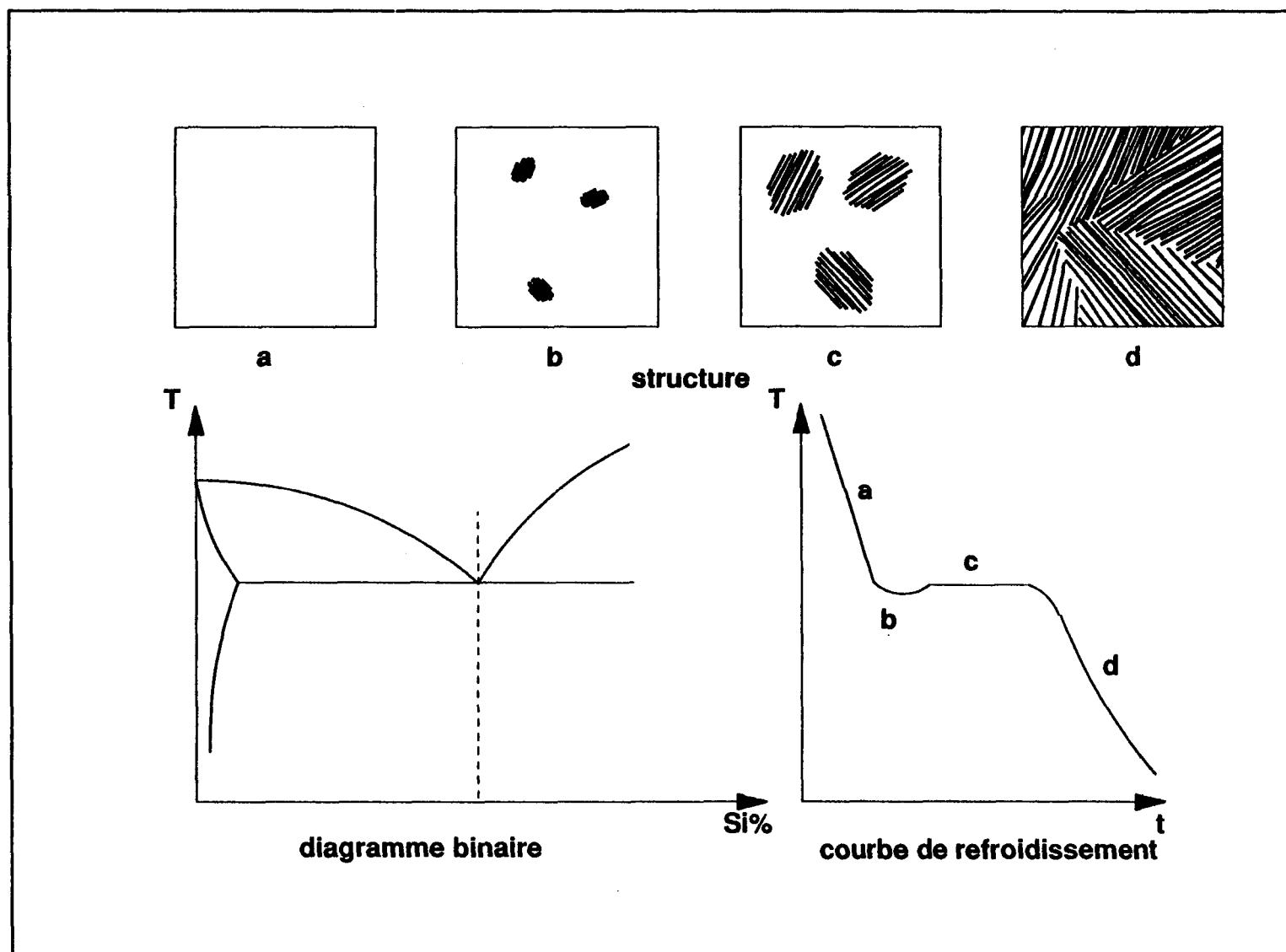


Figure 3: Structure et refroidissement de l'alliage eutectique

l'alliage est entièrement liquide ($T > 572^{\circ}\text{C}$) puis apparaissent des îlots d'eutectique de forme approximativement sphérique. Ils sont composés de lamelles juxtaposées d'aluminium et de silicium. Pendant que la température remonte de 572°C à 577°C (surfusion), le palier eutectique est atteint et les îlots continuent à se développer jusqu'à la solidification complète.

1.5. Surchauffe

Les conditions expérimentales ont un effet directe sur le coefficient de transfert de chaleur: le revêtement du moule et la température du moule et du métal influencent directement le taux de refroidissement. Ce sont les paramètres les plus fréquemment utilisés dans l'industrie pour maîtriser les échanges thermiques entre le moule et le métal. Le rôle du revêtement sera étudié en détail par la suite.

La température à laquelle le métal liquide est coulé est habituellement la plus proche possible de celle du liquidus (économies d'énergie, moins de retrait, meilleure peau de pièce, moins d'hydrogène en solution) tout en laissant une marge suffisante pour les opérations de coulée (décrassage, manutention...) et au remplissage du moule. De plus, plus la température est élevée, et plus le moule aura de calories à accumuler et à évacuer. Des travaux [19-20] ont aussi montré que le coefficient de transfert de chaleur atteignait sa plus haute valeur moyenne pour une surchauffe faible.

1.6. Vitesse de refroidissement

La vitesse de refroidissement dépend de la température ambiante et de l'isolation thermique représentée par le moule (épaisseur, nature du matériau). La microstructure du métal solidifié est directement influencée par la vitesse de refroidissement: la taille des composants des phases est d'autant plus fine que la vitesse de refroidissement est élevée. En effet, si le métal fige rapidement, les éléments n'ont pas la possibilité de migrer vers les centres de germination. Il en résulte donc une structure fine et peu ordonnée.

Dans le cas d'un refroidissement lent, les éléments peuvent diffuser, ils vont avoir tendance à se regrouper pour former de larges plages de la même phase. Des études antérieures ont démontré que l'espacement des bras de dendrites est fonction de la vitesse de refroidissement [21-24]. Il apparaît que l'un des facteurs importants est le pourcentage de silicium.

2. DESCRIPTION GÉNÉRALE DES REVÊTEMENTS

2.1. Rôle du revêtement en fonderie

Habituellement, les moules métalliques sont obtenus par usinage. La surface intérieure est donc caractérisée par une certaine rugosité, dépendante de l'outillage utilisé et des conditions de coupe choisies. Puisque la qualité de la surface du moulage est le reflet de celle du moule, on a intérêt à limiter cette rugosité. L'utilisation du revêtement permet cette réduction des aspérités de surface.

D'autre part, lors des opérations de coulée, il est essentiel d'éviter le contact entre le moule et le métal. En effet, il se crée des phénomènes de collage du métal à la surface du moule. De plus, le choc thermique entre le moule et l'aluminium liquide (température supérieure à 570°C) abîme le moule en alliage ferreux (en particulier les angles rentrants), provoque une décarburation de la surface et crée une solidification prématurée du métal. Le revêtement sert donc à contrôler les échanges thermiques à l'interface du moule et du métal, et, donc, à maîtriser les conditions de refroidissement.

En résumé, le revêtement permet d'éviter ou de limiter les inconvénients dus au contact direct moule/métal et de changer les caractéristiques physiques et thermiques de la surface. Il contribue à améliorer la qualité de la peau de pièce car il bouche les aspérités de la surface du moule. Enfin, il

est le milieu intermédiaire d'échanges de la chaleur entre le métal et le moule. Il est donc possible, en changeant ses caractéristiques, de faire varier le taux de refroidissement et la direction de la solidification.

Rappelons cependant que l'effet de la couche se traduit de façon différente suivant que le métal est liquide ou non. En effet, le métal est en contact intime avec la surface du moule pendant la phase liquide puis il se produit un décollement dû au retrait linéaire (variation dimensionnelle causée par la contraction du métal lors du refroidissement) lors du passage à l'état solide.

Les caractéristiques d'une couche sont la composition, l'épaisseur, l'état de surface, la conductivité thermique [25]. Ces caractéristiques ne sont pas indépendantes et certaines sont difficilement contrôlables. Les travaux de Chiesa [26] mettent en évidence les paramètres les plus importants qui sont, dans l'ordre, la composition de la couche, l'état de surface et enfin l'épaisseur. A ces caractéristiques s'ajoute la méthode d'application qui influence également l'efficacité du revêtement.

2.2. Composition du revêtement

La composition est la caractéristique de base d'un revêtement, elle détermine les aptitudes de celui ci à ralentir ou à favoriser les échanges thermiques. Sa porosité, sa granulométrie sèche, son état de surface et son

épaisseur dépendent des matériaux choisis pour sa fabrication.

Un revêtement est en général composé de trois éléments principaux. Tout d'abord il y a un élément réfractaire (voir tableau 1), ensuite on trouve un élément porteur: l'eau (avant l'utilisation, le matériau sous la forme d'une poudre ou d'un pigment doit être soigneusement mélangé pour éviter les phénomènes de décantation). Enfin, il y a un élément de prise (en général un silicate de soude) en solution dans le liquide porteur. Certains revêtements peuvent contenir des agents qui améliorent la mouillabilité ainsi que des fongicides et des bactéricides.

Tableau 1: Matériaux de base des principaux revêtements.

oxyde de zirconium
zircon
magnésie (oxyde de magnésium)
olivine
chromite
pyrophyllite
talc
carbone (sous différentes formes)
silice
mullite (silicate d'aluminium)
vermiculite
mica

2.3. État de surface du revêtement

Le premier facteur de l'état de surface est la nature du revêtement: si le

produit utilisé est de granulométrie fine et peu dispersée, la surface est lisse et la couche poreuse. Par contre, si on emploie un revêtement de forte granulométrie et de taille de grains très variable, la couche est dense et grossière. La méthode d'application a un rôle important sur la qualité de surface finale: au pinceau, au pistolet, manuellement ou de manière automatisée. De plus un revêtement passé au papier sablé lorsqu'il est sec, est plus isolant [27]. Il est aussi connu que l'influence de l'épaisseur de revêtement sur la vitesse de refroidissement est un paramètre plus important pour de petites épaisseurs que pour des couches épaisses.

Il apparait donc que, suivant le matériau choisi et la méthode d'application, on peut obtenir toute une gamme de vitesses de refroidissement intermédiaires, à condition de maîtriser ces paramètres.

2.4. Propriétés conductrices de la chaleur

Les revêtements sont classés en deux catégories: les couches isolantes et les couches conductrices de la chaleur. Les couches isolantes sont constituées de matériaux réfractaires et, une fois sèches, forment une couche poreuse. Cette porosité augmente l'effet isolant du matériau qui les compose car elle limite les zones de contact et les remplace par la résistance thermique de l'air. L'effet de ces couches est influencé par l'épaisseur.

Les couches conductrices de la chaleur, à base de carbone, sont

généralement constituées de graphite en poudre très fine en suspension dans le liquide porteur. Le graphite, bon conducteur de la chaleur, bouche les aspérités de la surface du moule et améliore le contact moule/métal (avant la phase de décollement). On ne fait pas varier l'épaisseur de ce type de revêtement.

2.5. Application du revêtement

Le moule est préalablement nettoyé, passé au jet de sable, dégraissé, puis chauffé (habituellement à 250°C). Généralement, pour des moules métalliques qui correspondent à une production en moyenne ou grande série, l'application du revêtement est faite au pistolet pneumatique (automatique ou manuel). Si on ne désire revêtir que certaines parties, on applique des masques en tôle qui protègent le reste du moule. L'application du revêtement se fait par un balayage répété de la surface avec le pistolet. L'idéal est que le revêtement sèche systématiquement au contact de la surface pour éviter les coulures et les amas de revêtement.

CHAPITRE 3

ÉTUDE EXPÉRIMENTALE

1. DESCRIPTION DES REVÊTEMENTS UTILISÉS

1.1. Choix des revêtements

Dans ce chapitre, les différentes activités expérimentales réalisées au cours de ce travail vont être détaillées. La première partie se concentre sur la définition et la description des revêtements utilisés dans les expériences de fonderie car le revêtement est le principal paramètre de fonderie examiné dans cette étude. Le revêtement conducteur choisi est un mélange d'eau, de graphite (semi-colloidal) et de silicate de soude. Le revêtement de base isolant choisi pour l'étude est la vermiculite. La vermiculite est une suspension d'argile minérale constituée de chlorite, de montmorillonite et de feuilles triocagonales de mica ($[(\text{Mg,Fe,Al})_3 (\text{Al,Si})_4 \text{O}_{10} (\text{OH})_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}]$ forme aqueuse). La vermiculite ressemble au mica sauf qu'elle peut, sous l'action de la chaleur, augmenter son volume jusqu'à 20 fois. Le revêtement appelé vermiculite est constitué du matériau minéral en suspension dans un mélange d'eau et de silicate de soude [28]. L'étude est complétée par des cas sans revêtement et quelques expériences avec des revêtements à base de mica et à base de zircon (isolants). Le mica est un phyllosilicate minéral ($[(\text{K,Na,Ca}) (\text{Mg,Fe,Li,Al})_{2-3} (\text{Al,Si})_4 \text{O}_{10} (\text{OH,F})_2]$) en suspension dans un mélange d'eau et de silicate de soude. Le zircon est un néosilicate minéral ($[\text{ZrSiO}_4]$) en suspension dans un mélange d'eau et de silicate de soude.

1.2. Choix et mesure des épaisseurs du revêtement

Dans l'étude, l'opération de recouvrement de la surface est réalisée par la même personne avant chaque expérience. Les divers paramètres (réglage du pistolet, nombre de passes) sont fixés pour assurer une reproductibilité maximale dans l'épaisseur finale obtenue. Dans le cas de couches très épaisses, le moule est remis dans le four quelques minutes entre deux passages afin de sécher et de réchauffer la surface.

L'épaisseur du revêtement est mesurée à l'aide d'un appareil Elcometer. Cet appareil est constitué d'une sonde et d'un récepteur reliés par un câble. Le boîtier récepteur est équipé d'un écran à cristaux liquides qui affiche directement l'épaisseur du revêtement dans l'unité choisie (microns ou millièmes de pouce). Dans cette étude, toutes les épaisseurs sont exprimées en microns.

L'étalonnage de l'appareil se fait de la manière suivante. On pose une feuille de matière plastique étalon d'épaisseur connue (déterminée en laboratoire) et proche de celle à mesurer sur un morceau de tôle en acier dont la surface est exempte d'impureté ou d'oxyde. On applique la sonde sur la feuille de plastique sans presser excessivement. Après quelques secondes, la mesure s'affiche. On recommence deux à trois fois l'opération à des endroits différents afin d'évaluer la valeur moyenne. Si cette valeur n'est pas juste, un potentiomètre permet de réajuster l'appareil.

Nos essais portent sur deux épaisseurs de revêtement (dans le cas du revêtement isolant): une épaisseur de 100 microns qui correspond à ce qui est utilisé dans l'industrie et une épaisseur de 300 microns représentant un cas extrême. Dans le cas du graphite, on ne fait pas varier l'épaisseur. Il s'agit de recouvrir le moule d'un film fin (d'une dizaine de microns) afin de combler les trous de la surface et d'assurer un bon contact moule/métal.

1.3. Méthode de mesure de l'état de surface

Afin de mieux comprendre les phénomènes mis en oeuvre lors du refroidissement, on effectue un examen du revêtement par observation au microscope électronique à balayage. On réalise des pastilles en acier recouvertes de revêtement suivant la même méthode que lors du revêtement du moule. Le montage, représenté à la figure 4, est une plaque d'acier doux (0,2% de carbone) percée de trois trous de diamètre 10mm et de profondeur 5mm. Des trous de diamètre 5mm sont percés dans le même axe afin de libérer les pastilles par l'intermédiaire d'une tige métallique. Les pastilles sont des cylindres de diamètre 10mm et d'épaisseur 5mm dont les faces sont surfacées au tour. La plaque est d'une épaisseur de 50mm afin de s'approcher le plus possible de la massivité du moule à solidification radiale.

La plaque, équipée des pastilles, est préchauffée avant d'effectuer une opération de revêtement. Quand la plaque est refroidie, on relève l'épaisseur

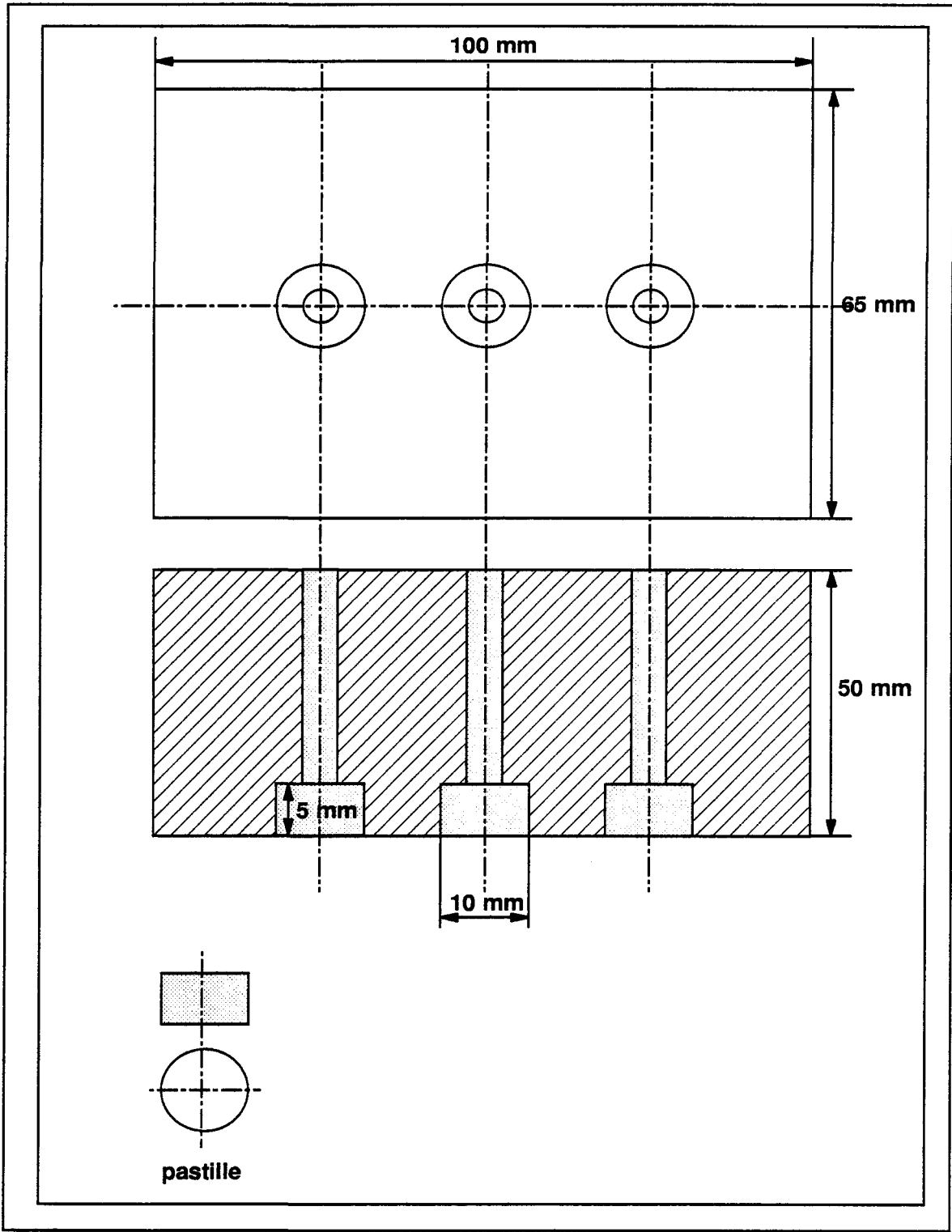


Figure 4: Montage de pose du revêtement.

de revêtement ajoutée puis on retire soigneusement les pastilles. Si une pastille doit passer au four avec son revêtement, on la laisse dans la plaque.

L'observation de la surface d'une pastille est réalisée au microscope électronique à balayage. Les grossissements choisis sont 50, 500 et 1000 fois. La vision de la surface est assez large pour évaluer la dispersion de la granulométrie mais permet aussi de mesurer précisément la taille des pores et des grains. Les photographies pertinentes sont présentées aux figures 5 à 15.

1.4. Résultat de l'examen de l'état de surface

Les observations concernant les expériences avec un revêtement à base de graphite sont présentées sur les figures 5 à 7. La granulométrie apparente est fine et très peu dispersée (environ $5\mu\text{m}$). Les grains sont de forme arrondie et régulière. Il n'y a pas de porosité marquée à la surface du revêtement.

Les observations concernant les expériences avec un revêtement à base de vermiculite sont présentées sur les figures 8 à 10. La surface est inégale, on retrouve de gros grains (jusqu'à $60\mu\text{m}$). On remarque quelques pores profonds. Sur les photos à plus forts grossissements, on constate que les grains sont anguleux. Les pores sont rares car la granulométrie est très dispersée et les petits grains comblent les interstices entre les gros grains.

Pour ce type de revêtement, l'isolation de la surface du moule est plus causée par les caractéristiques réfractaires pures du matériau que par les porosités.

Les observations concernant les expériences avec un revêtement à base de mica sont présentées sur les figures 11 et 12. La granulométrie est dispersée (inférieure à 100 μm), les particules sont de forme plutôt plane et allongée. Les observations concernant les expériences avec un revêtement à base de zircon sont présentées sur les figures 13 à 15. La granulométrie est peu dispersée (inférieure à 60 μm) et il y a peu de porosité. La variation de température de préchauffage n'influence pas l'état de surface. Quant à l'épaisseur, sur les revêtement à base de graphite, de zircon et de mica, elle n'a pas d'influence mesurable. Dans le cas du revêtement à base de vermiculite, on remarque que, pour une épaisseur de 100 μm , la surface est plus grossière et que les pores sont plus gros.

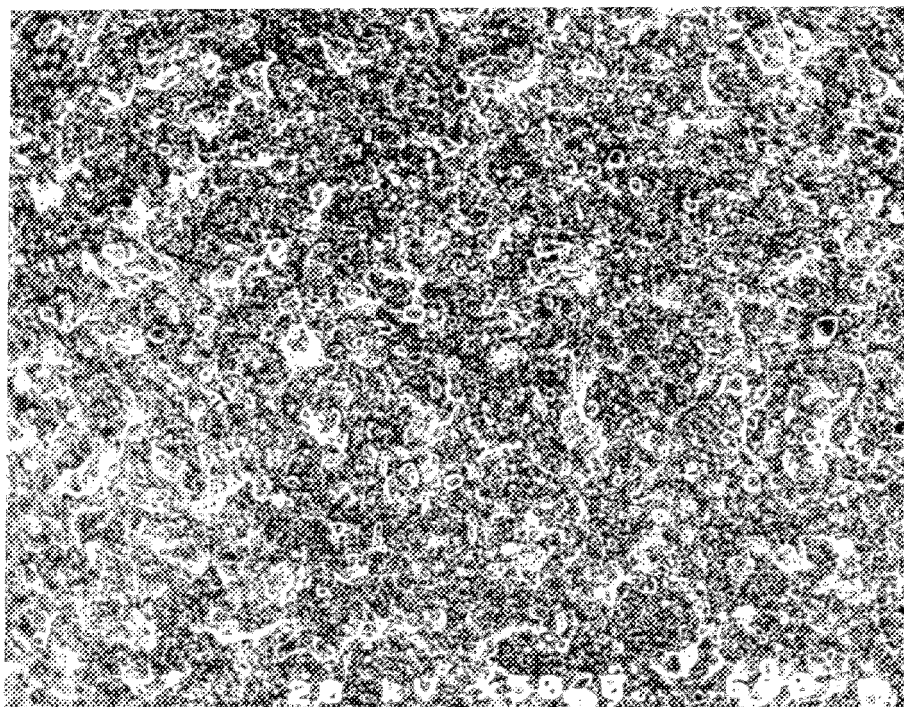


Figure 5: État de la surface du revêtement à base de graphite, 50 X.

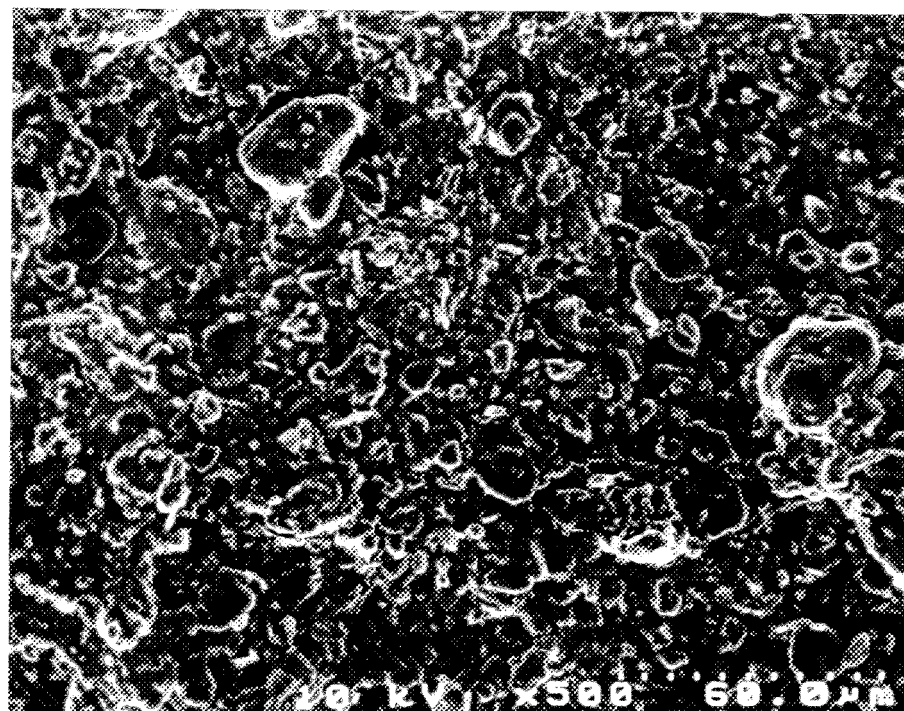


Figure 6: État de la surface du revêtement à base de graphite, 500 X.

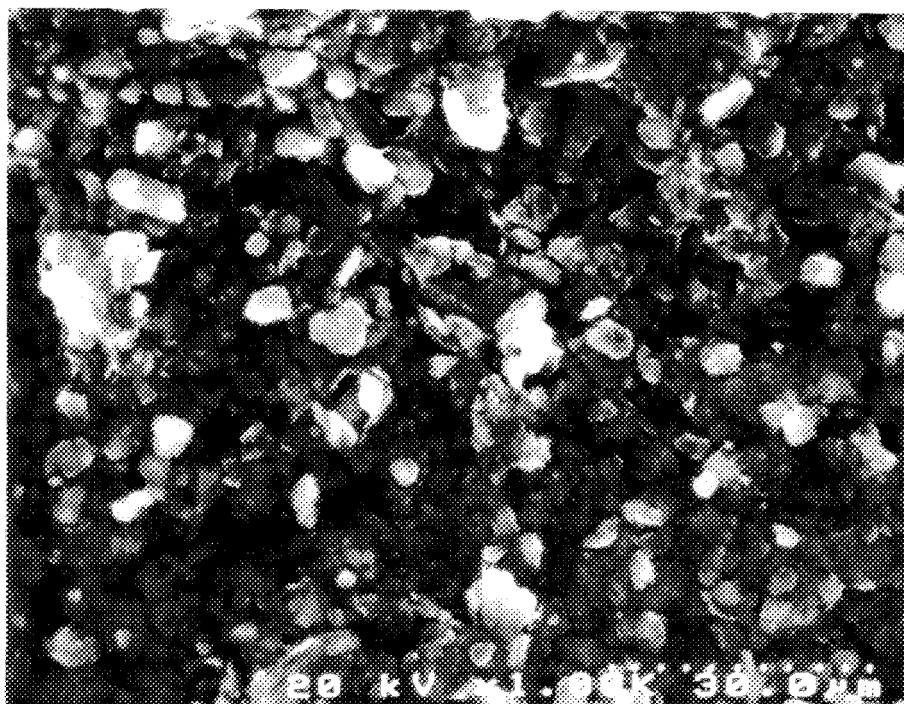


Figure 7: État de la surface du revêtement à base de graphite, 1000 X.

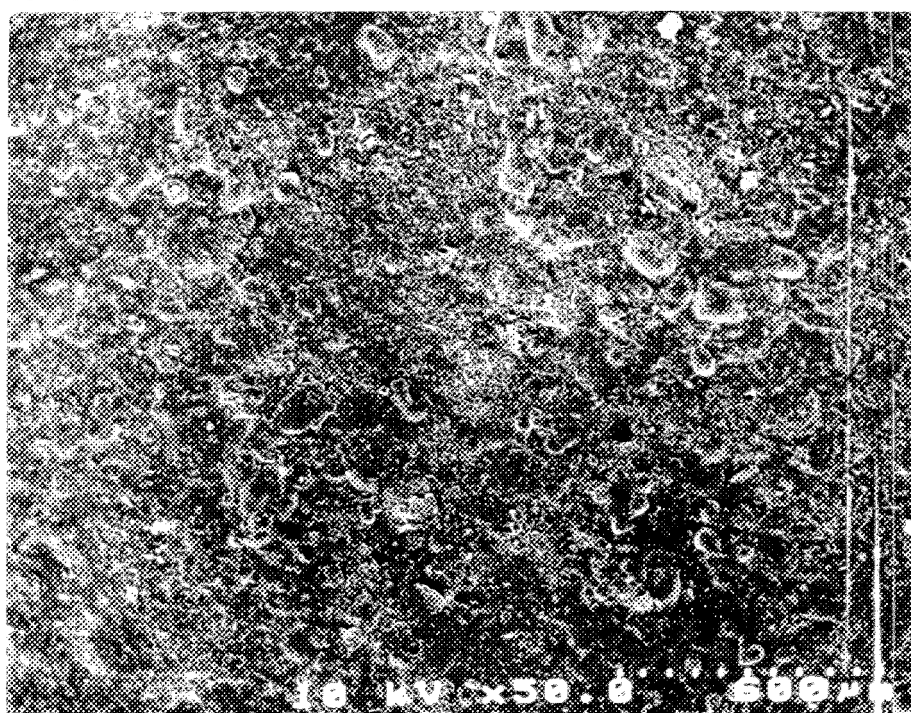


Figure 8: État de la surface du revêtement à base de vermiculite, 50 X.

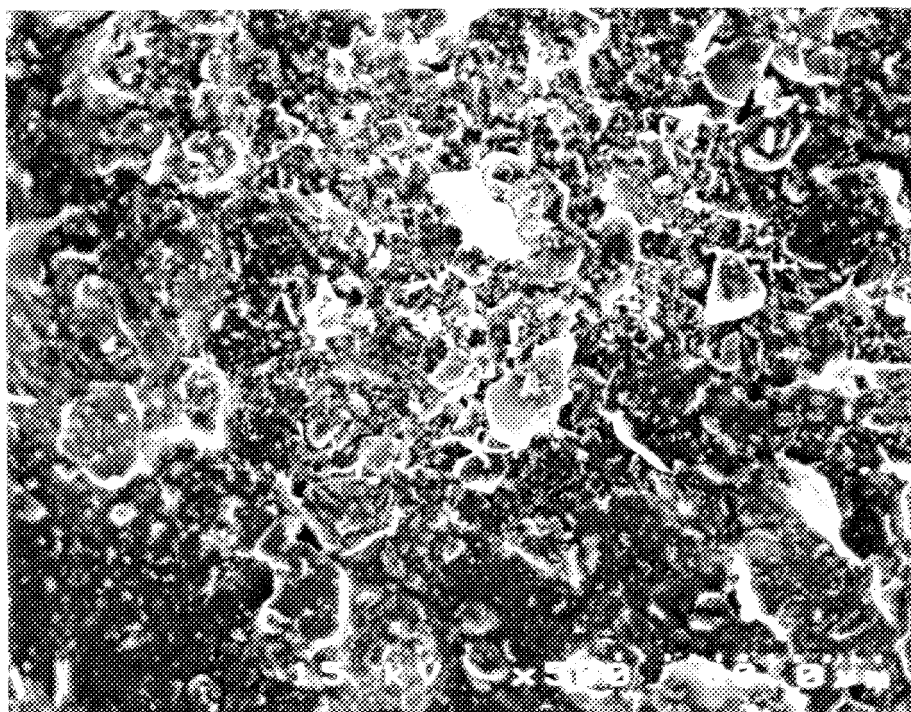


Figure 9: État de la surface du revêtement à base de vermiculite, 500 X.

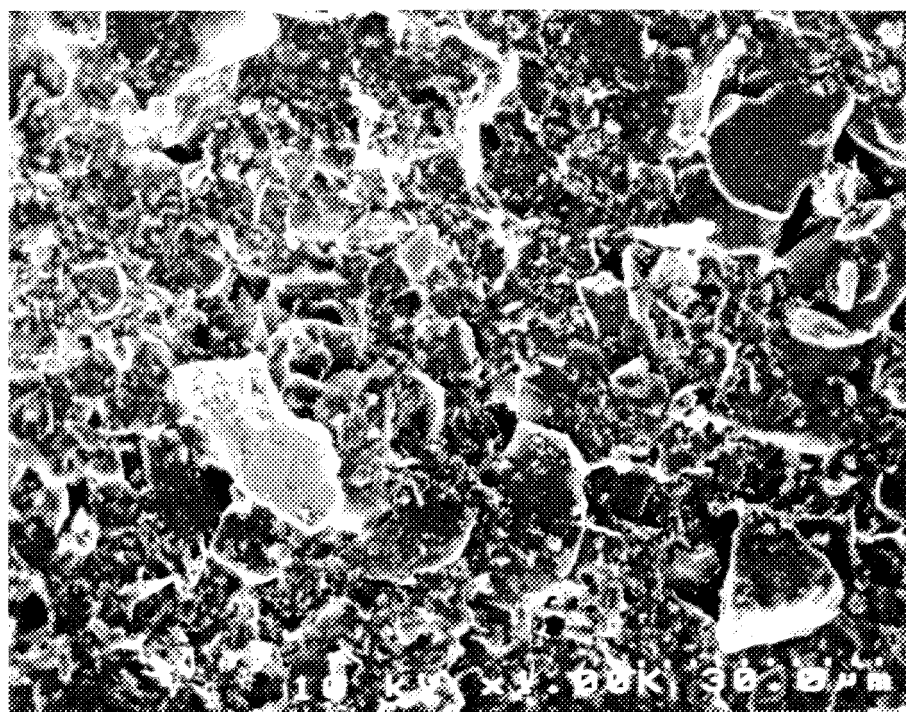


Figure 10: État de la surface du revêtement à base de vermiculite, 1000 X.

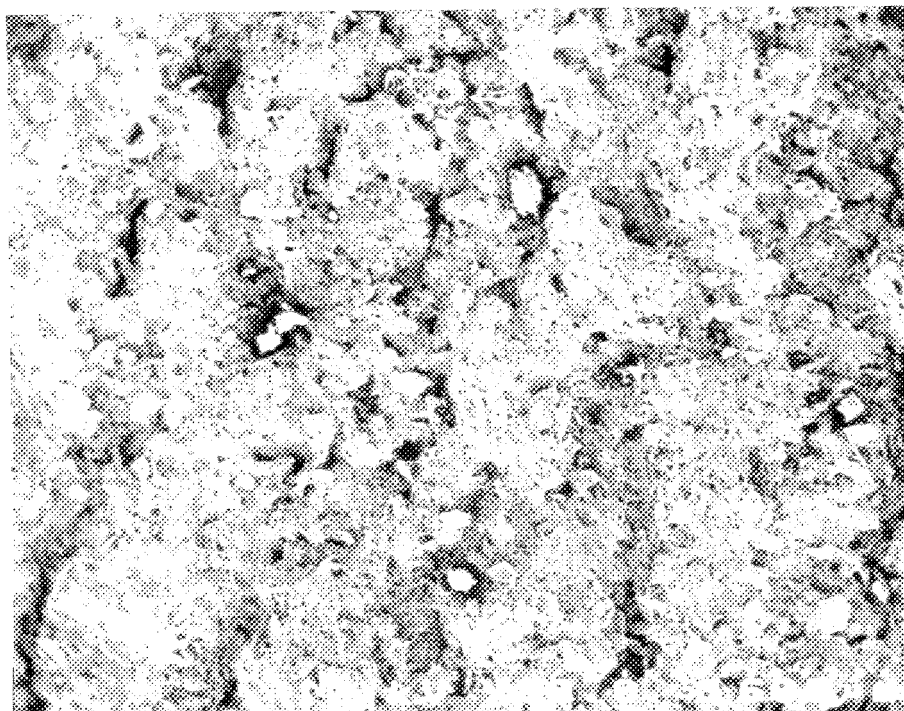


Figure 11: État de la surface du revêtement à base de mica, 50 X.

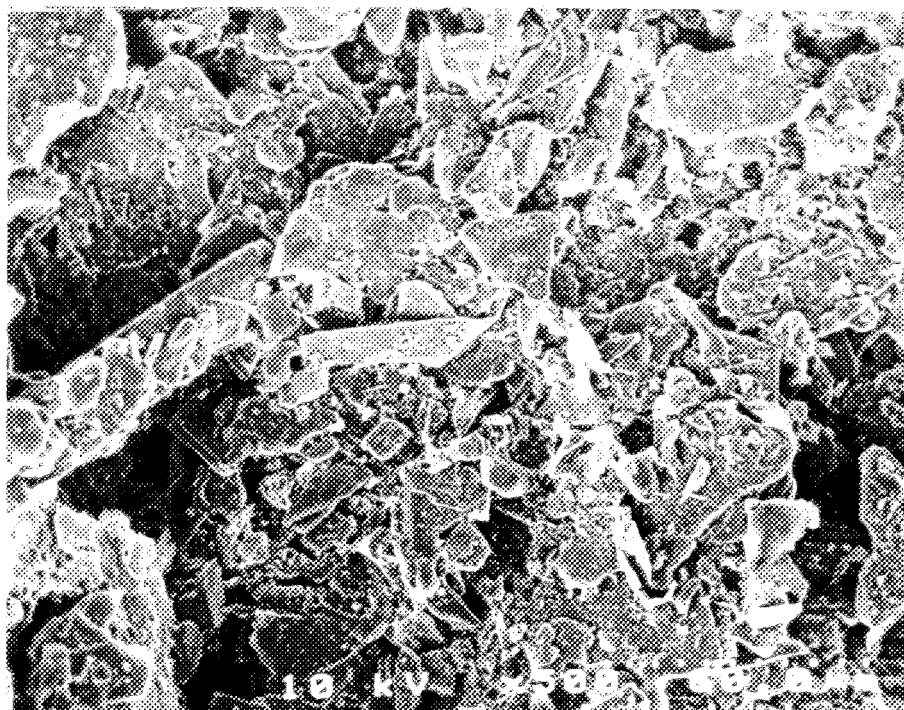


Figure 12: État de la surface du revêtement à base de mica, 500 X.

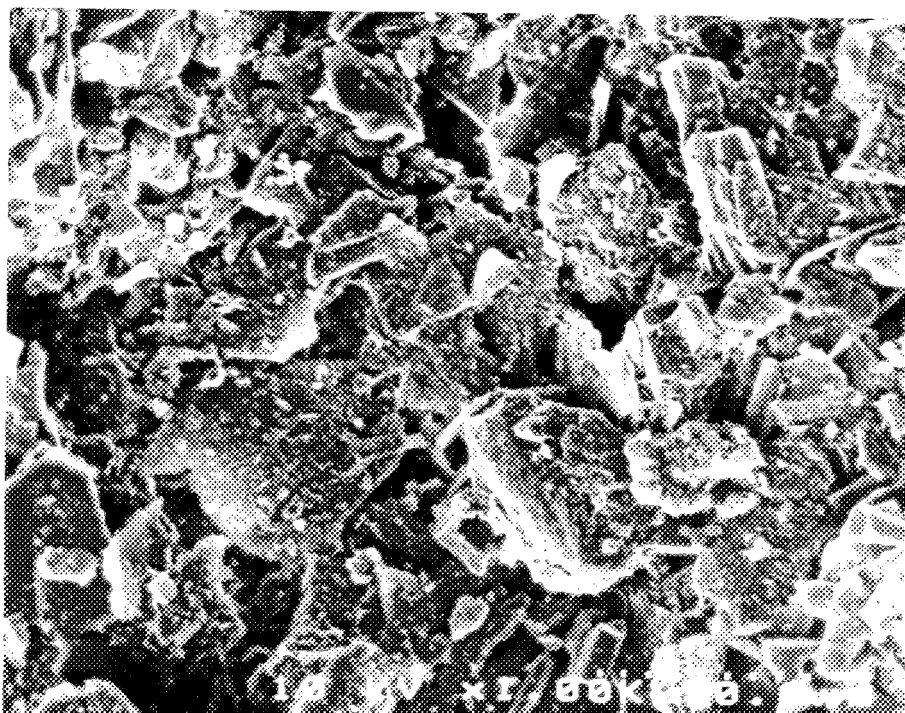


Figure 13: État de la surface du revêtement à base de mica, 1000X.

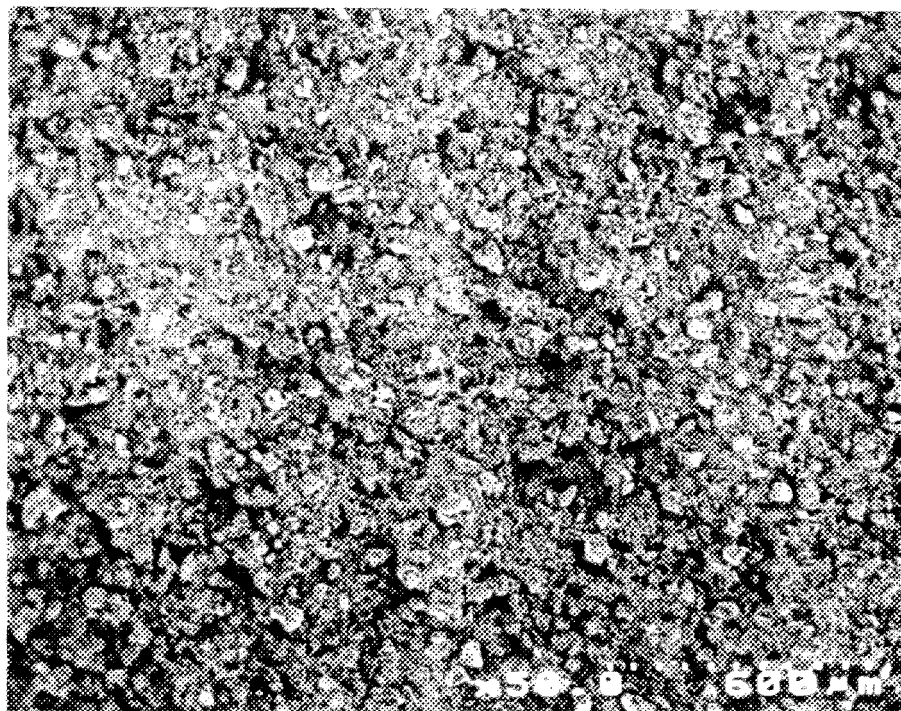


Figure 14: État de la surface du revêtement à base de zircon, 50 X.

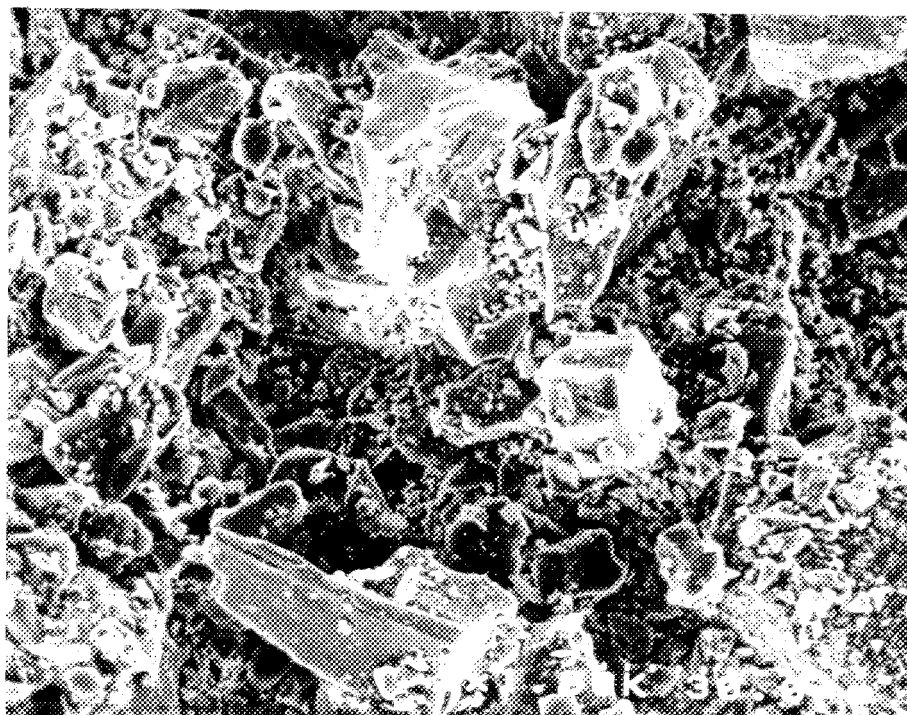


Figure 15: État de la surface du revêtement à base de zircon, 1000 X.

2. DESCRIPTION DU MONTAGE EXPÉRIMENTAL DE FONDERIE

2.1. Appareillage

Pour réchauffer et fondre les alliages étudiés, un four électrique à résistance de puissance 6 kW est utilisé. L'intérêt de ce four est qu'il assure une fusion rapide, avec un brassage limité du bain et un contrôle rapide de la température. D'un coût moins élevé à l'achat, son bilan énergétique reste cependant moins bon que celui d'un four à induction (caractéristiques: 600 Volts, 3 phases, 60 Hz). Pour le préchauffage du métal, on utilise un four électrique à résistance (18kW, 600V triphasé, 60 Hz).

Pour le préchauffage du moule, deux températures de préchauffage sont étudiées: 200°C et 350°C ce qui correspond à la gamme de températures utilisées dans l'industrie. En pratique, pour effectuer le préchauffage, le moule peut être exposé à la flamme d'un brûleur. C'est une méthode économique mais qui chauffe de manière hétérogène et qui a tendance à corroder la surface du moule en raison de la combustion. Il est aussi possible de mettre le moule dans un four. Cela n'est valable que pour des moules de petites dimensions et peu évident pour des systèmes complets automatisés. C'est une méthode peu rapide mais efficace, c'est celle qui est retenue dans cette étude. On utilise donc, pour le préchauffage du moule, un four électrique à résistance (4kW, 600V, 3 phases, 60Hz).

Le creuset en carbure de silicium, de capacité de 7 kgs d'aluminium, est revêtu d'une couche de revêtement pour éviter la pollution du bain. A chaque changement de nuance d'alliage, le creuset est soit lavé avec une fusion neutre (Aluminium pur), soit changé. Le lavage n'est pas nécessaire si on passe de l'aluminium pur vers un alliage aluminium/silicium. Pour ces expériences, un matériel classique de fonderie, poteyé, et séché correctement (louche, écrémoir, sonde de température...) est employé.

Conçu pour un précédent projet par l'Alcan, le moule a subi quelques transformations. Pour limiter le problème à deux dimensions (x,z) le moule est cylindrique (figure 16) et en acier doux (0,2% de carbone). Le moule a une hauteur intérieure de 225 mm et le diamètre de l'interface moule métal est de 100 mm. Les parois inférieures et supérieures sont isolées de façon à favoriser la solidification radiale (suppression ou limitation du gradient sur l'axe z). Le moule est percé de trous borgnes à diverses profondeurs (voir section "position des thermocouples") et de trous débouchant dans la cavité où est coulé le métal. Des thermocouples reliés à un système d'acquisition de données sont placés dans ces trous. Un trou traverse la partie supérieure en céramique du moule et la masselotte: il s'agit d'un évent qui évite l'emprisonnement d'air à la fin du remplissage et le bouillonnement dans la masselotte.

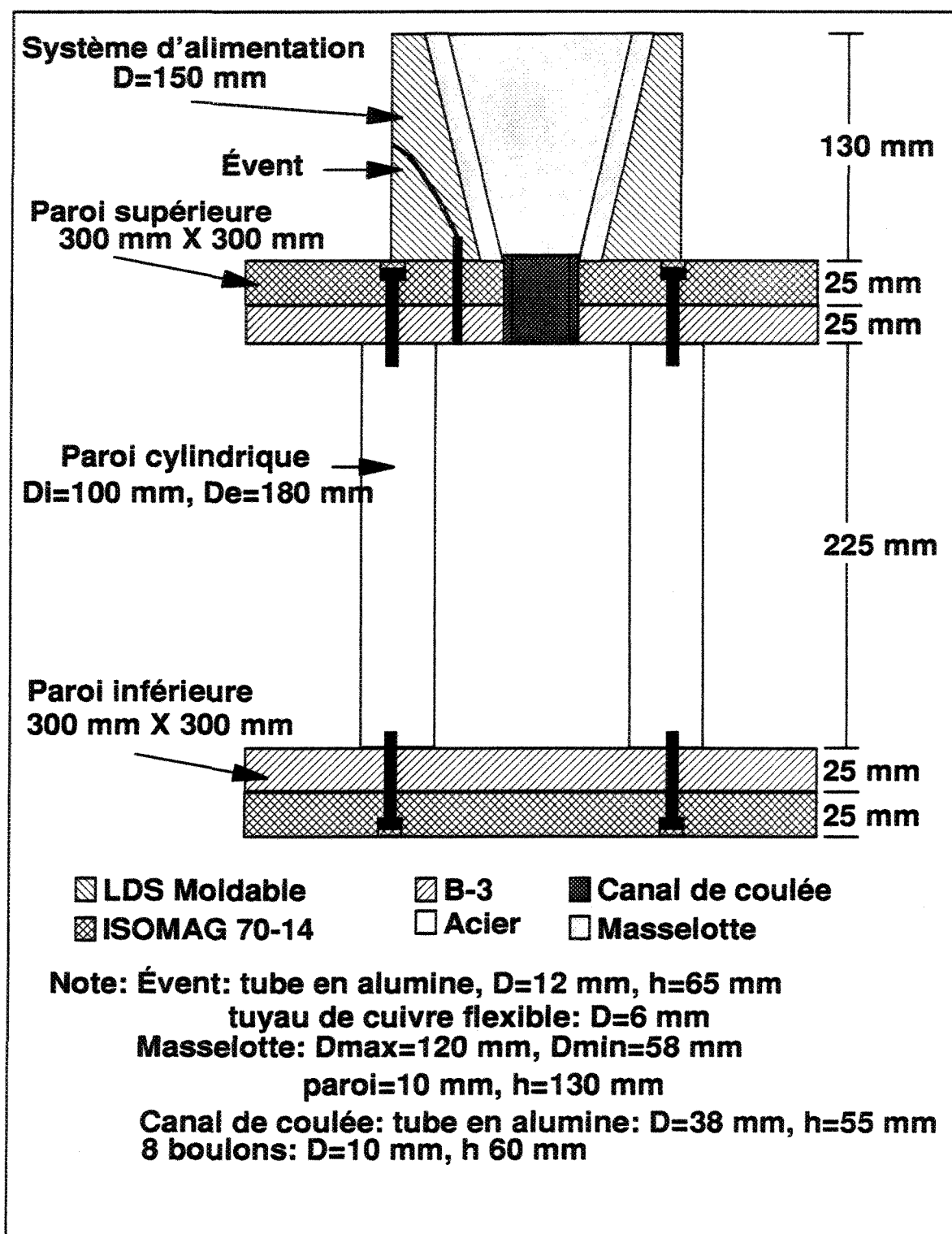


Figure 16: Moule expérimental de solidification radiale

2.2. instrumentation

Les thermocouples sont de type K (Chromel/Alumel) et sont réalisés au laboratoire. La partie utile est représentée à la figure 17.

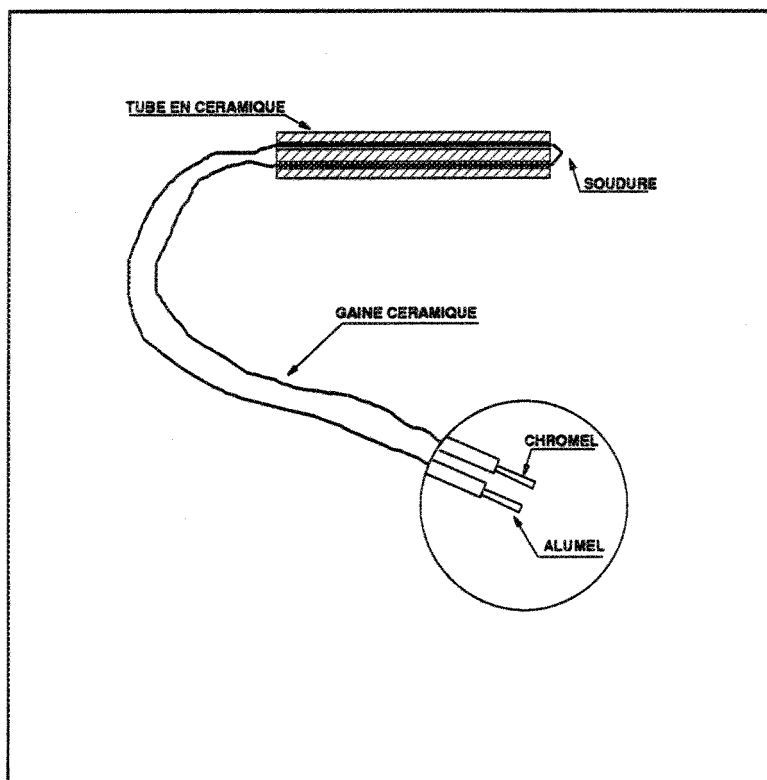


Figure 17: Thermocouple en céramique

Les thermocouples dans le métal sont branchés flottants (non référencés) c'est à dire que la référence du thermocouple est faite en mettant son extrémité à la masse par le biais du milieu (conducteur) dans lequel il travaille. Cette solution se révèle à l'usage relativement fiable exception faite des risques de bruits extérieurs (machines électriques environnantes: four, inducteurs...).

Les thermocouples sont reliés à un ordinateur de type compatible à l'aide d'une carte d'acquisition de données. La vitesse d'acquisition de données est de 2 mesures par seconde par thermocouple. Au total, le système d'acquisition enregistre 24 mesures de la température et 2 mesures du temps par seconde.

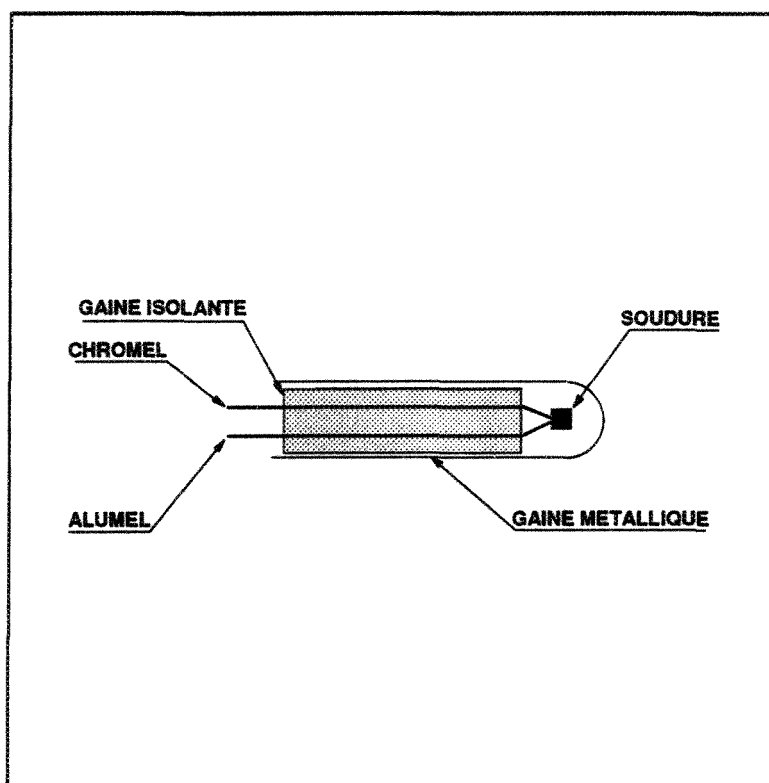


Figure 18: Thermocouple permanent

Pour nos essais, les thermocouples dans le moule sont "permanents". En effet, à l'usage, certains thermocouples du moule créent des interférences si leur partie utile est en contact avec la surface du moule. Les thermocouples

permanents sont isolés (figure 18). Ils sont aussi appréciables en raison de leur durée de vie accrue. Cependant, ces thermocouples présentent le désavantage de subir, s'ils sont trop gros, un retard sur les températures à mesurer. Dans ce cas, les courbes obtenues sont fiables et la légère inertie des thermocouples agit comme un filtre.

Dans le cas des expériences relatives à l'aluminium pur (et de deux expériences pour l'alliage eutectique), la position de ces thermocouples est représentée au tableau 2. La position verticale est mesurée à partir de la base de la partie métallique du moule et la position horizontale à partir du centre du moule. Les thermocouples sont soit montés compensés (C) soit montés flottants (F).

Tableau 2: Position des thermocouples. Aluminium pur et alliage eutectique.

numéro	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
pos. verticale (mm)	70	70	70	70	35	55	70	85	110	70	70	70
pos. horizontale (mm)	35	39	43	47	53	53	53	53	53	56	59	62
référence	F	F	F	F	C	C	C	C	C	C	C	C
localisation	métal				moule vertical					moule horizontal		

Dans le cas des expériences relatives aux alliages d'aluminium (eutectique et hypoeutectique), la position des thermocouples est représentée

au tableau 3.

Tableau 3: Position des thermocouples. Alliage hypoeutectique.

numéro	1	2	3	4	5	7	9	10	11	12
pos. verticale (mm)	70	70	70	70	35	70	110	70	70	70
pos. horizontale (mm)	35	35	47	47	53	53	53	53	59	59
référence	F	F	F	F	C	C	C	C	C	C
localisation	métal				moule vertical			moule horizontal		

3. ÉTUDE DES ALLIAGES EMPLOYÉS

3.1. Analyse chimique

Les expériences portent sur l'aluminium et deux alliages: compositions hypoeutectique et eutectique. Les caractéristiques métallurgiques de ces matériaux sont données dans ce chapitre. L'aluminium utilisé est de l'aluminium pur commercial. Sa composition est donnée au tableau 4.

Tableau 4: Composition de l'aluminium pur commercial (les valeurs sont en pourcentage massique).

Al	Fe	Si	Cu	Zn	Ga,V,Mn,Ti,Ni,Cr,Pb,Na
99,6%	0,2%	0,14%	0,016%	0,014%	traces

Les éléments présents ont une action sur la température de

transformation, même s'il sont en quantités négligeables. Pour les expériences avec la nuance eutectique, on a utilisé l'alliage commercial G6290. Pour obtenir les alliages hypoeutectiques, de l'alliage mère (G6290) est mélangé avec de l'aluminium pur commercial. La composition des alliages employés est donnée au tableau 5.

Tableau 5: Analyse des alliages utilisés (les quantités sont en pourcentage massique).

élément	Al	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn	Sr
Alliage hypoeutectique	reste	,01	,20	,08	,005	5,5	,03	,01	,02
Alliage eutectique (G6290)	reste	,02	,014	<,01	<,01	11,7	,01	,01	,038

L'alliage G6290 est un alliage de type eutectique ($C_{Si}=11,7\%$) fortement modifié au strontium. Les autres éléments sont soit présents en raison de leur action sur les caractéristiques de l'alliage soit parce qu'il sont résiduels du procédé d'élaboration de l'alliage. Le rôle des éléments est récapitulé au tableau 6.

Tableau 6: Rôle des éléments d'addition dans les alliages Al-Si.

élément	rôle
cuivre	améliore la résistance à la corrosion et sous certaines conditions la résistance à la corrosion sous contrainte.
fer	réagit avec certains éléments pour former des phases insolubles dans l'aluminium (FeAl_3 , FeMnAl_6 , αAlFeSi , ...). Ces phases améliorent la résistance à la rupture de l'alliage.
magnesium	augmente la résistance et la dureté dans les alliages Al-Si (quantité minimale pour être influent: de 0,07 à 0,4 %).
manganèse	Dans les alliages Al-Si de fonderie, le manganèse est considéré comme une impureté et donc évité.
silicium	abaisse la température de fusion et augmente la fluidité (coulabilité) de l'aluminium. L'alliage Al-Si est résistant et léger, c'est un des plus employés en fonderie.
titane	affineur de grain en association avec le bore (multiplication des germes).
zinc	seul n'apporte pas de qualité particulière à l'alliage Al-Si. En association avec du cuivre ou du magnésium, il améliore les résultats du traitement thermique.
strontium	utilisé pour modifier l'eutectique Al-Si (transformation de la morphologie de la phase eutectique). Les quantités habituellement utilisées vont de 0,008 à 0,04.

3.2. Température de solidification et courbes de refroidissement

Il est nécessaire de connaître les températures de passage d'une phase à l'autre pour les matériaux étudiés. En effet, à tout changement de phase correspond une variation des propriétés du matériau (thermique etc), et une perte ou un gain d'énergie appelée chaleur latente. Les diagrammes d'équilibre donnent des valeurs de températures pour des concentrations

données d'élément. Ces températures ne correspondent pas avec la réalité pour diverses raisons. D'abord, le diagramme de phase considère que le système est à l'équilibre (pas de refroidissement, phases en présence homogènes). De plus, les matériaux utilisés sont des alliages industriels avec des impuretés. Des phénomènes complexes interviennent: surfusion, ségrégation, diffusion, influence de la modification. Afin de connaître les valeurs réelles des températures de changement de phase correspondant aux alliages étudiés, il faut réaliser des essais d'analyse thermique. Il s'agit de remplir un creuset en graphite avec l'alliage liquide désiré. La température au centre du système est relevée à chaque instant par un thermocouple (type K) relié à un système d'acquisition de données. Les points d'inflexion des courbes obtenues correspondent à des changements de phase classiques (alliage: passage de l'état liquide à l'état solide, ...) correspondant aux alliages des expériences, et les paliers montrent les transformations isothermes (eutectique,...).

La courbe de solidification pour l'aluminium pur est présentée à la figure 19. On note l'existence d'un palier à 658 °C. Il n'y a pas de surfusion visible. La courbe de solidification pour l'alliage hypoeutectique à 5,5% de silicium est présentée à la figure 20. Elle présente un premier point d'inflexion à 625 °C et un palier à 568 °C. On ne remarque pas de surfusion notable. La courbe de solidification pour l'alliage eutectique est présentée à la figure 21.

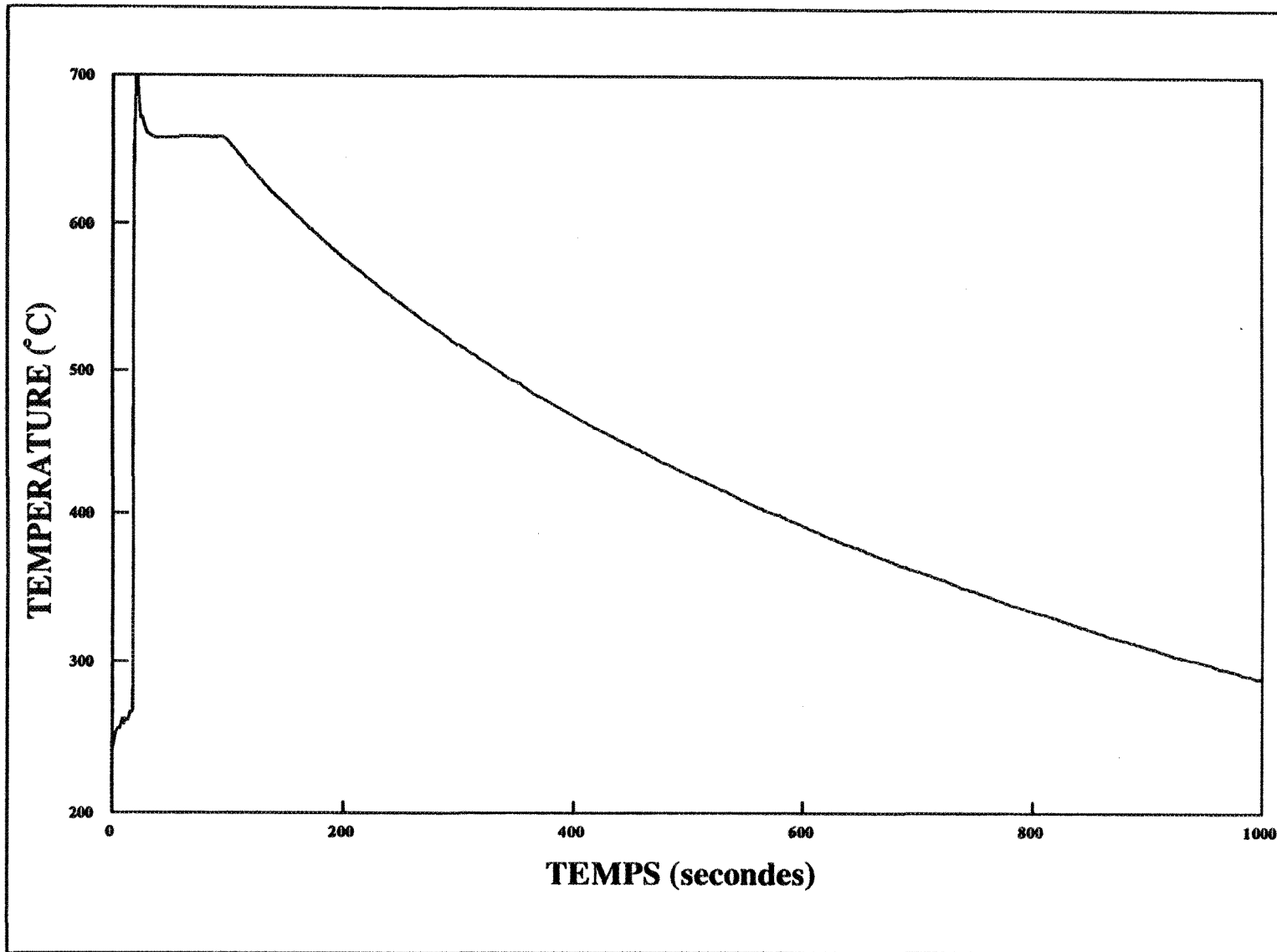


Figure 19: Courbe de refroidissement de l'aluminium pur commercial.

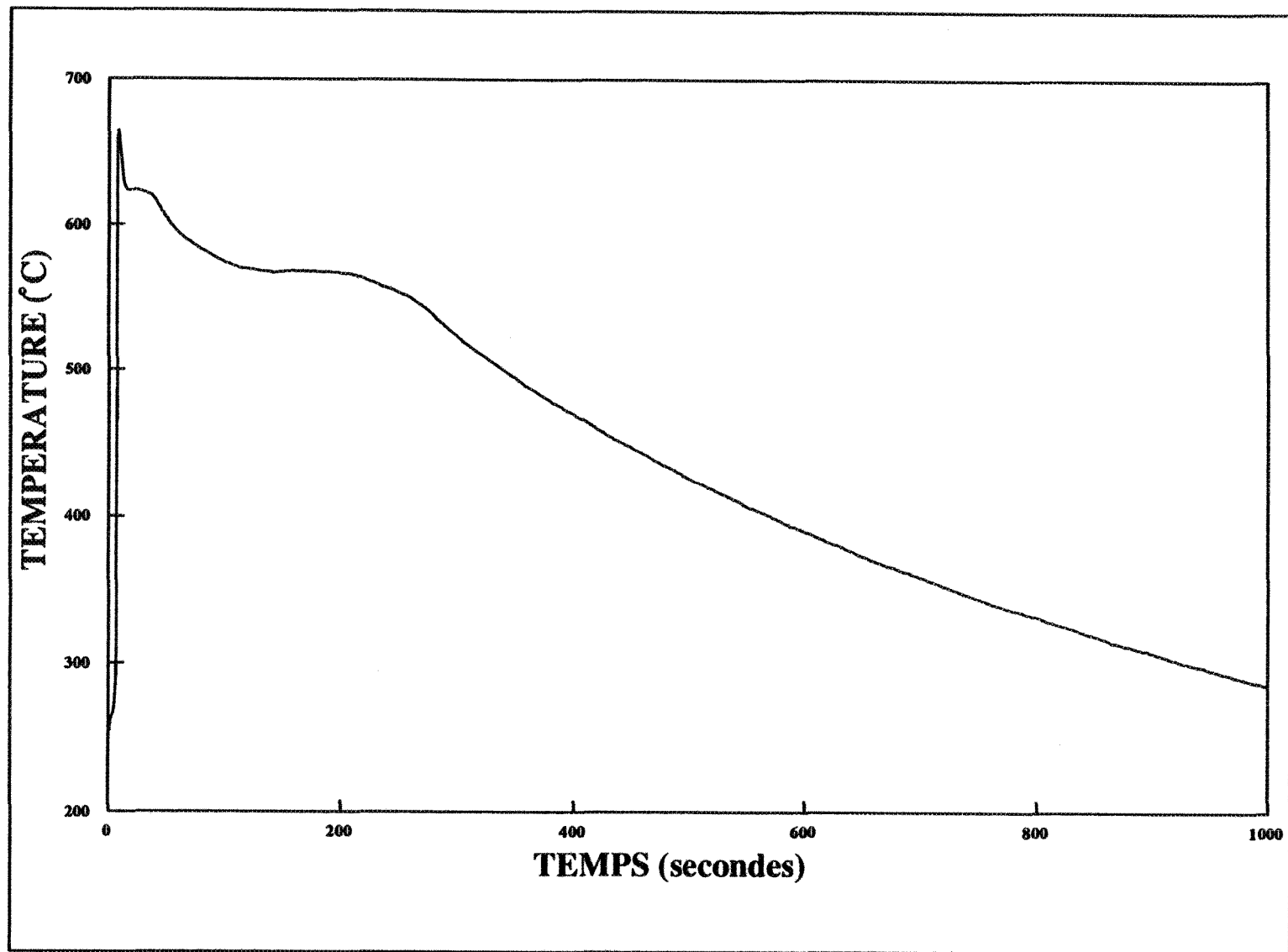


Figure 20: Courbe de refroidissement de l'alliage à 5,5% de silicium.

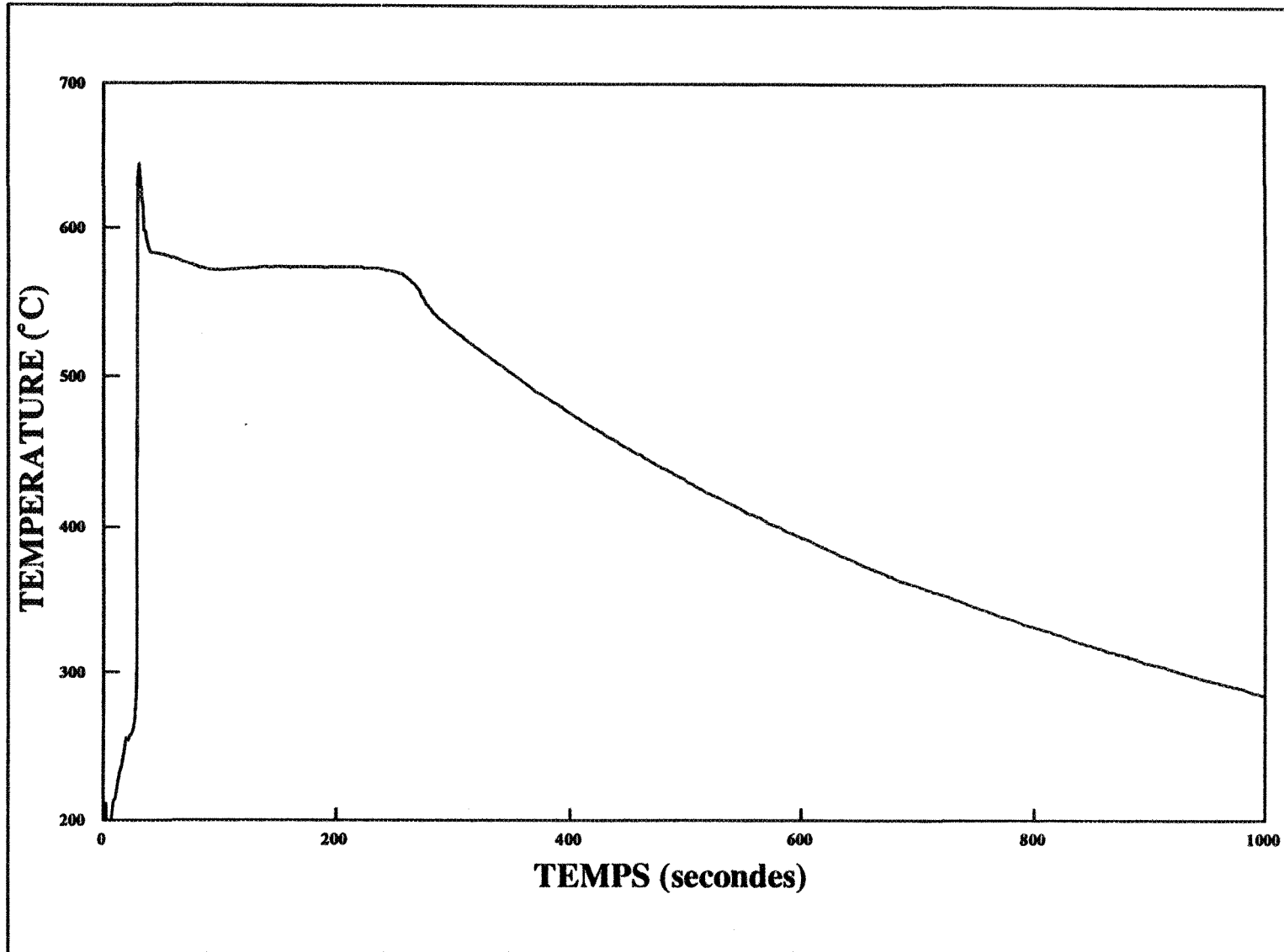


Figure 21: Courbe de refroidissement de l'alliage eutectique.

La courbe présente un premier point d'inflexion à 583 °C, un second à 571 °C et un palier à 574 °C. L'analyse de la courbe montre que l'alliage n'est pas à 100% eutectique. Il y a aussi une surfusion de -3°C. Les valeurs des points de transformation données par les expériences sont rapportées au tableau 7 pour l'aluminium pur, au tableau 8 pour l'alliage hypoeutectique et au tableau 9 pour l'alliage eutectique.

Tableau 7: Températures du palier isotherme pour l'aluminium pur commercial.

expérience	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
température (°C)	650	651	657	652	653	649	650	660	656	650

Tableau 8: Températures de solidus, de début et de fin du palier eutectique pour l'alliage hypoeutectique.

expérience	1	2	3	4	5	6	7	8
première inflexion (°C)	626	625	617	630	634	625	615	632
début palier eutectique (°C)	566	574	568	568	562	568	568	568
fin palier eutectique (°C)	542	545	536	540	525	540	530	545

Tableau 9: Températures de début et de fin du palier eutectique.

expérience	1	2	3	4	5	6
début du palier eutectique (°C)	579	580	570	581	578	580
fin du palier eutectique (°C)	544	550	540	555	540	545

4. EXPÉRIENCES DE SOLIDIFICATION RADIALE

4.1. Description des expériences

Le métal employé est mis à fondre dans le four de fusion. Pendant ce temps, le moule est préchauffé dans un four. Lorsque le métal et le moule sont aux températures désirées, le métal est décrassé (on enlève la couche superficielle d'oxyde), puis coulé dans le moule équipé de thermocouples.

Dans l'ensemble des expériences quatre paramètres varient: le type d'alliage, le type de revêtement, l'épaisseur du revêtement et la température de préchauffage. Pour fins de validation certaines expériences ont été répétées. Une expérience donnée est donc repérée par le code "XYxy-z" où X est une lettre indiquant le type d'alliage, Y une lettre définissant le revêtement, x l'épaisseur du revêtement, y la température de préchauffage du moule et z un indice de répétition de l'expérience.

Tableau 10: Codification des expériences.

X	Y	x	y	z
Alliage	Revêtement	Épaisseur	Surchauffe	Répétition
A=aluminium pur	S=sans	0=non	20=200°C	1=1 exp.
E=eutectique	G=graphite	mesuré	35=350°C	2=2 exp.
H=hypoeutectique	V=vermiculite	1=100µm		3=3 exp.
	M=mica	3=300µm		
	Z=zircon			

Par exemple, HV135-1 représente la première expérience faite avec un alliage hypoeutectique, un revêtement de type vermiculite d'épaisseur 100 µm dans un moule à 350 °C. On donne la liste des expériences réalisées au tableau 11. Afin de mettre en évidence la position des thermocouples utilisés pour le traitement numérique, le code d'expérience est complété par #n₁n₂. Cette convention sera précisée plus loin dans le même chapitre. On donne au tableau 11 la liste des expérience retenues dans la présentation de ce travail.

Tableau 11: Notation des expériences

expérience	alliage	revêtement	épaisseur	température
AS020-1#22	aluminium	sans	-	200
AG020-1#41	aluminium	graphite	-	200
AG035-1#43	aluminium	graphite	-	350
AV120-3#24	aluminium	vermiculite	100	200
AV135-2#41	aluminium	vermiculite	100	350
AV320-1#42	aluminium	vermiculite	300	200
AV335-2#42	aluminium	vermiculite	300	350
AZ120-2#42	aluminium	zircon	100	200
AZ135-1#42	aluminium	zircon	100	350
AZ320-1#42	aluminium	zircon	300	200
HS020-1#62	hypoeutectique	sans	-	200
HS035-1#61	hypoeutectique	sans	-	350
HG020-1#66	hypoeutectique	graphite	-	200
HG035-1#26	hypoeutectique	graphite	-	350
HV120-1#61	hypoeutectique	vermiculite	100	200
HV135-1#61	hypoeutectique	vermiculite	100	350
HV320-1#22	hypoeutectique	vermiculite	300	200
HV335-1#16	hypoeutectique	vermiculite	300	350
ES020-1#66	eutectique	sans	-	200
ES035-1#41	eutectique	sans	-	350
EV120-1#62	eutectique	vermiculite	100	200
EV135-1#42	eutectique	vermiculite	100	350
EV320-1#13	eutectique	vermiculite	300	200
EV335-1#12	eutectique	vermiculite	300	350

4.2. Présentation des courbes de température en solidification radiale

Quelques courbes de la température en fonction du temps, obtenues lors des expériences de solidification radiale, sont représentées aux figures 22, 23, 24 et 25. Il y a deux courbes par figure. Une courbe correspond au thermocouple du moule et une courbe correspond au thermocouple du métal. Les expériences représentées sont relatives à de l'aluminium pur (température de fusion théorique 660°C). Les expériences correspondant aux figures sont, dans l'ordre, dans un moule à 200°C sans revêtement (figure 22), dans un moule à 200°C avec un revêtement à base de graphite (figure 23), dans un moule à 200°C avec un revêtement à base de vermiculite ($100\mu\text{m}$)(figure 24) et dans un moule à 350°C avec un revêtement à base de vermiculite ($100\mu\text{m}$)(figure 25). L'examen de ces courbes permet de constater les faits suivants. Il y a un intervalle de retard de la courbe dans le moule par rapport à la courbe dans le métal. Ce retard de quelques secondes (jusqu'à cinq) correspond au temps qu'il faut pour le moule (et pour le thermocouple) à ressentir les effets de la température. Les premières valeurs de la température dans le métal sont visiblement très influencées par les turbulences dues au remplissage. Les courbes du thermocouple présentent toutes le plateau du passage de l'état liquide à l'état solide, plus ou moins prononcé suivant les conditions de refroidissement. Ce plateau n'est pas isotherme comme pour les courbes de refroidissement de l'analyse thermique (figures 19, 20 et 21).

Le thermocouple n'est pas au centre de l'échantillon, le métal encore liquide transmet donc encore de la chaleur (surtout la chaleur latente de transformation) à la portion étudiée alors qu'elle est solidifiée. Les paliers diffèrent par leur durée, qui, de la plus courte à la plus longue, est dans l'ordre pour l'expérience sans revêtement, pour l'expérience avec un revêtement à base de graphite, pour l'expérience avec un revêtement à base de vermiculite (moule à 200°C), et pour l'expérience avec un revêtement à base de vermiculite (moule à 350°C). Les courbes dans le moule sont nettement moins influencées par le mouvement du métal au remplissage.

La différence entre la température dans le métal au début de l'expérience et la température stabilisée après quelques minutes, avant la décroissance, varie de 100 à 150°C, avec dans la forme de la courbe peu de différences suivant les conditions expérimentales. L'effet des différents facteurs expérimentaux est visible sur la vitesse de montée en température du moule. La pente de la courbe est très marquée pour un moule sans revêtement et avec un revêtement à base de graphite (sensiblement identiques), et nettement moins pour un moule avec un revêtement à base de vermiculite. La température du moule ne semble pas influencer significativement la pente: c'est une condition initiale du système, elle n'affecte pas la dynamique du système, les phénomènes du refroidissement restent les mêmes.

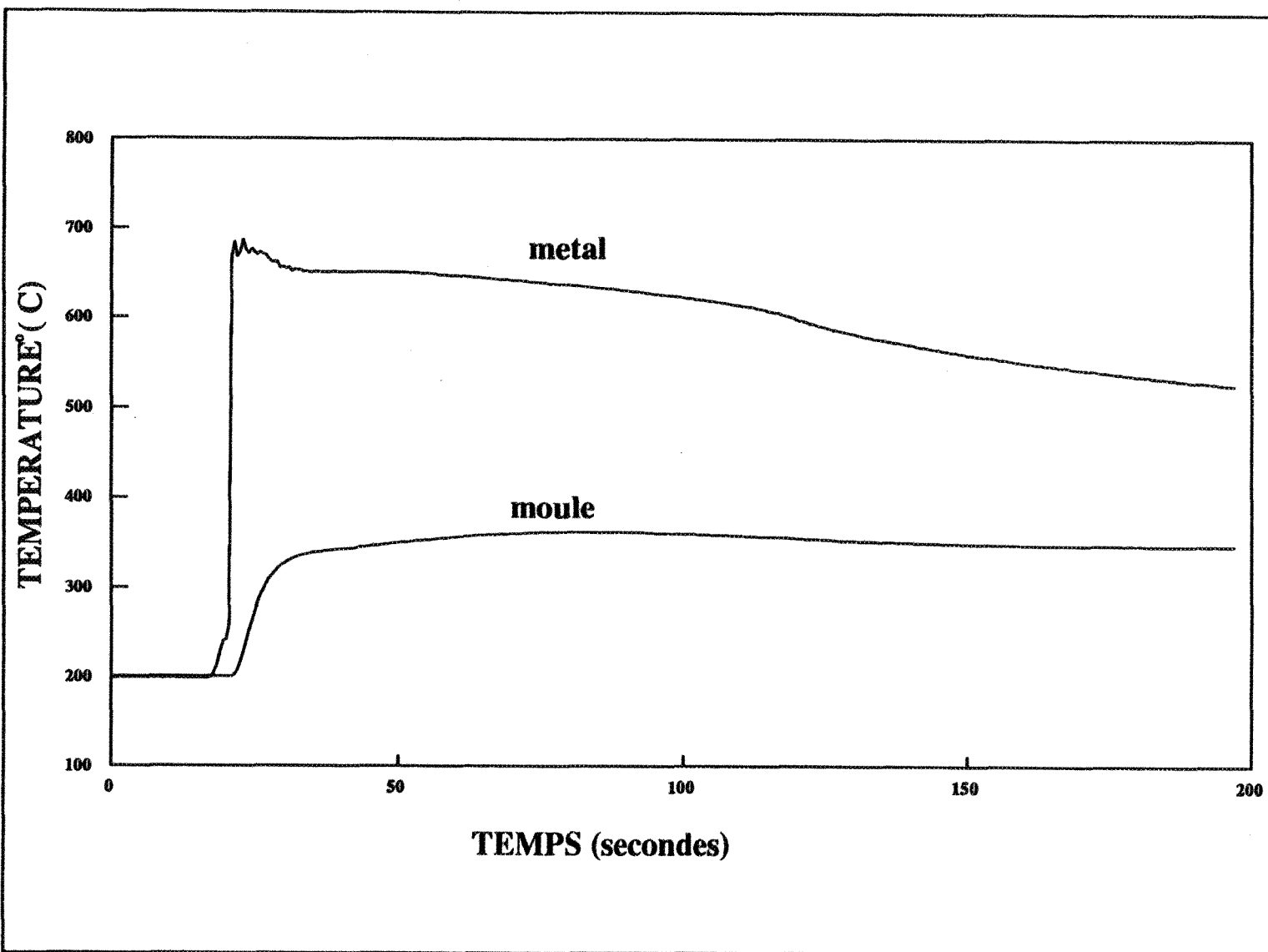


Figure 22: Moule sans revêtement à 200°C

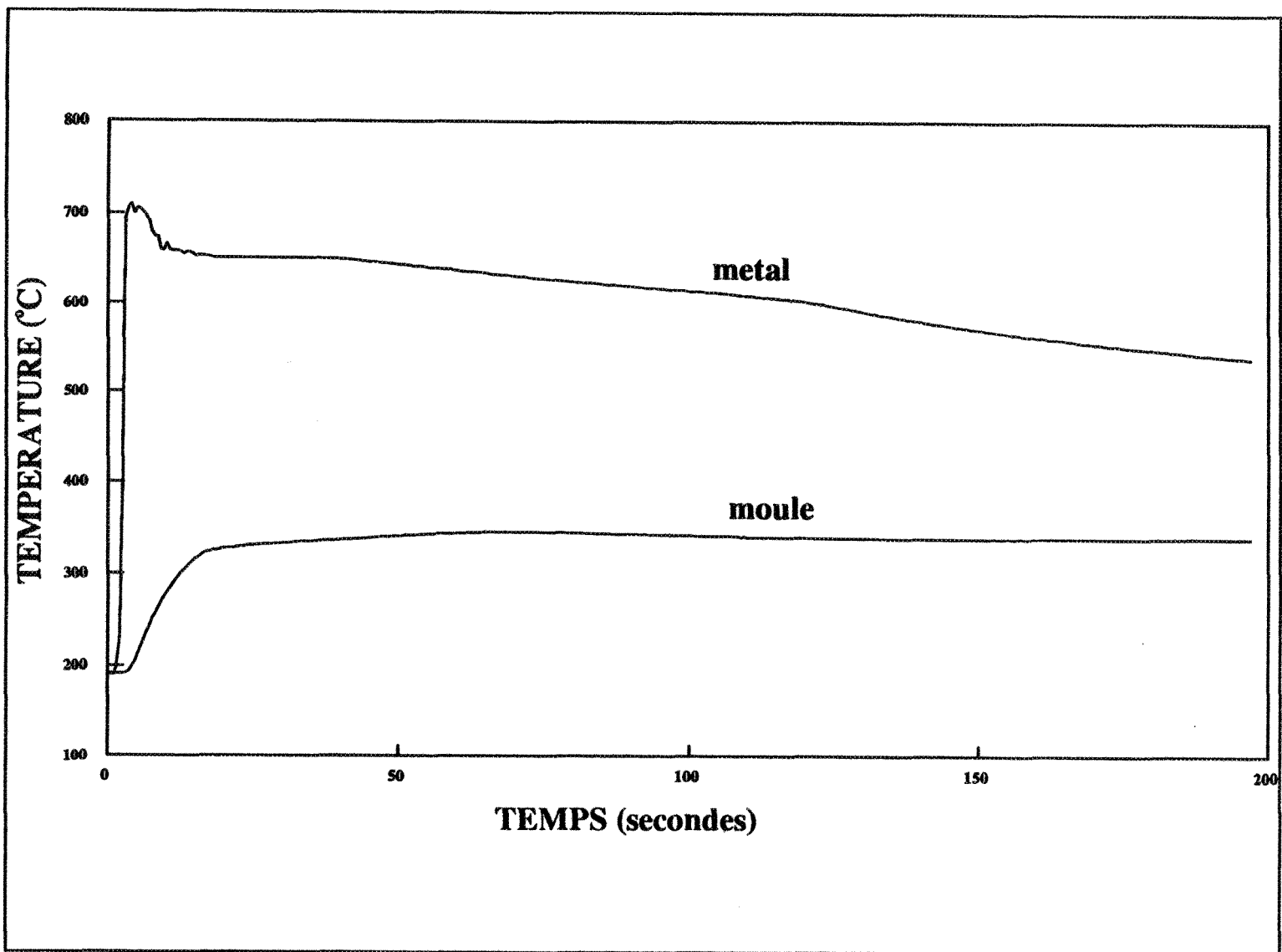


Figure 23: Moule avec un revêtement à base de graphite, à 200°C

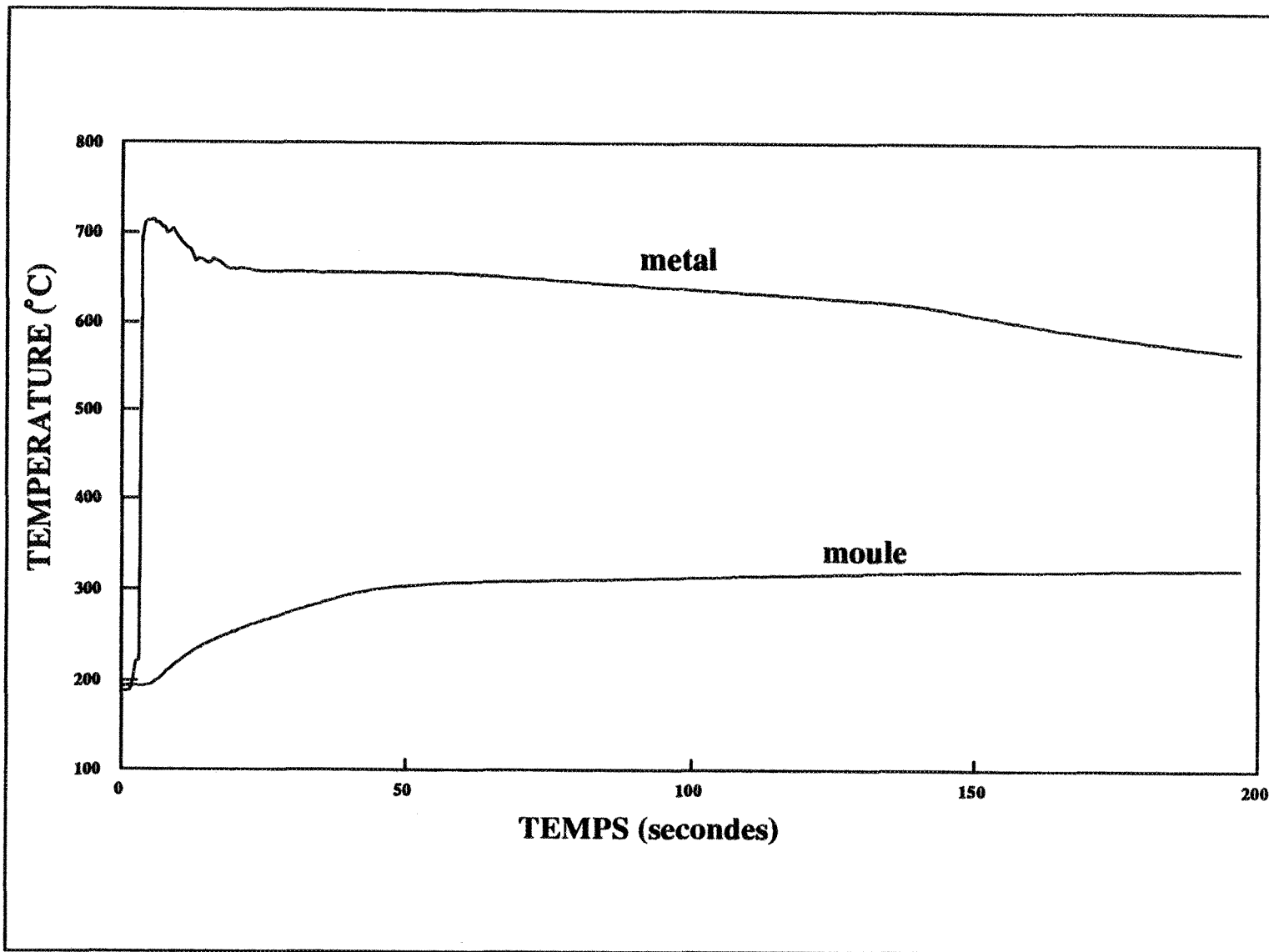


Figure 24: Moule avec un revêtement à base de vermiculite, à 200°C

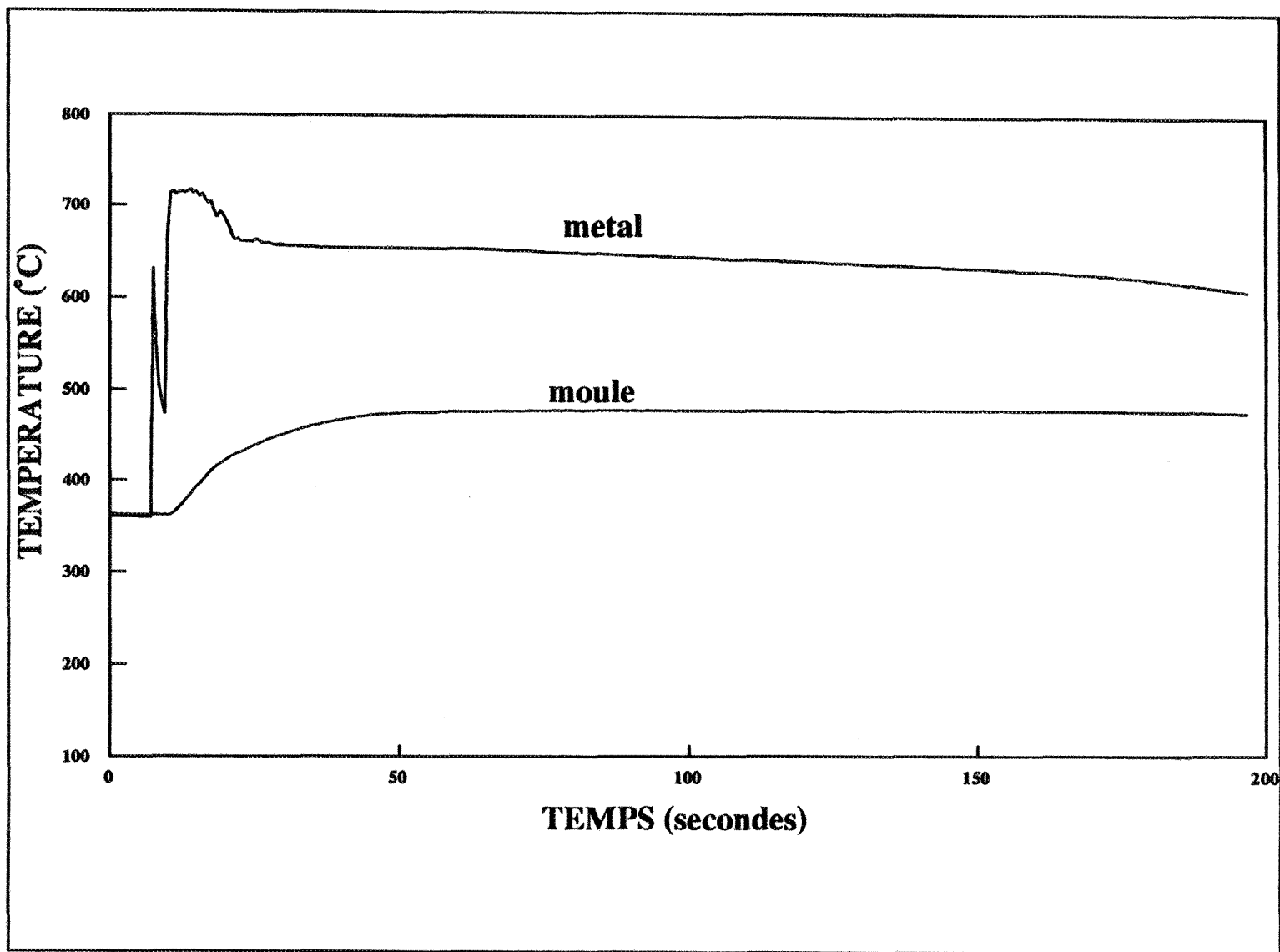


Figure 25: Moule avec un revêtement à base de vermiculite, à 350°C

5. Étude générale des éprouvettes

5.1. Analyse des éprouvettes

Les éprouvettes sont examinées visuellement et leur diamètre est mesuré. Les résultats de ces examens sont reportés au tableau 13. Les paramètres relevés sont l'état de surface, le diamètre des éprouvettes et la présence d'une retassure. L'état de surface est un examen visuel qualitatif de la surface des éprouvettes. L'état de surface est apprécié par un indice de qualité défini au tableau 12.

Tableau 12: Qualification de l'état de la surface des éprouvettes.

lettre	qualité correspondante
P	très mauvais
GrG	granuleux grossier
Gr	granuleux
GrF	granuleux fin
QG	quasi glacé
G	glacé

Dans la mesure du diamètre des éprouvettes, la précision nécessaire est inférieure à l'erreur de mesure, ces valeurs ne sont donc pas prises en compte. En ce qui concerne la présence d'une retassure, le moule est équipé

d'une masselotte de capacité suffisante pour compenser le retrait volumique du métal. Le tableau 13 indique s'il y a eu une retassure durant l'expérience. S'il y a effectivement une cavité dans l'éprouvette, c'est causé par une fuite du système d'alimentation qui a empêché de remplir correctement la masselotte. Ces expériences sont traitées mais on tient compte de cette imperfection.

Tableau 13: Résultats de l'examen visuel des éprouvettes.

expérience	retassure	état de surface
AS020-1#22	n	G
AG020-1#41	n	GrF
AG035-1#43	n	GrF
AV120-3#24	n	GrF
AV135-2#41	o	Gr
AV320-1#42	n	GrG
AV335-2#42	n	Gr
AZ120-2#42	n	GrF
AZ135-1#42	n	GrF
AZ320-1#42	n	GrG
HS020-1#62	o	P
HS035-1#61	n	QG
HG020-1#66	n	GrF
HG035-1#26	n	GrF
HV120-1#61	n	P
HV135-1#61	n	QG
HV320-1#32	n	GrF
HV335-1#16	n	GrF
ES020-1#66	n	QG
ES035-1#41	n	G
EV120-1#62	n	P
EV135-1#42	n	GrF
EV320-1#13	n	GrG
EV335-1#12	n	GrF

L'état de la surface des échantillons est influencé par la texture du revêtement et la température du métal. On remarque que dans 4 cas sur 5, la surface la plus finement définie (glacée et quasi-glacée) est obtenue avec un moule sans revêtement (la température du moule ne semble pas avoir d'effet). La rugosité du moule n'apparaît pas sur les échantillons. Le métal, au contact du moule fige rapidement car les conditions refroidissantes sont extrêmes. La tension superficielle de la couche d'oxyde empêche aussi le mouillage de la surface, le contact se fait donc seulement avant la phase de retrait linéaire. Les éprouvettes provenant d'expériences utilisant un moule avec un revêtement à base de graphite ont une surface granuleuse finement définie et régulière. Le graphite est le revêtement dont la granulométrie est la moins dispersée et en moyenne la plus fine. L'état de surface le plus grossier est, dans tous les cas, obtenu pour un moule préchauffé à 200°C et dans 5 cas sur 6 pour un revêtement isolant.

5.2. Étude macrographique

5.2.1. Échantillonnage pour la macrographie

Les échantillons sont prélevés dans la partie centrale de l'éprouvette, On découpe une rondelle d'épaisseur 1 à 2 centimètres dans le cylindre. Il est très important de refroidir énergiquement l'échantillon pendant l'opération de coupe pour éviter de chauffer la pastille ce qui risque de modifier la structure

de l'alliage. On utilise une scie à ruban refroidie par un liquide projeté sur la partie qui est découpée pour extraire une rondelle de l'éprouvette. Le découpage final de la partie à examiner est réalisée à la tronçonneuse métallographique. Ensuite, les échantillons sont polis, d'abord avec un papier au carbure de silicium puis avec de la pâte de diamant. En fait, il faut polir la surface d'observation avec des grains abrasifs de plus en plus fins jusqu'à ce qu'elle reflète parfaitement la lumière. Pour mettre en évidence les différentes phases en présence, l'échantillon est soumis à une attaque: il s'agit de mettre en évidence les phases voulues par la disparition des autres phases à l'aide de la réaction d'un ou plusieurs produits chimiques. La lumière de l'éclairage de la platine du microscope est réfléchiée vers la lentille si la phase est présente et absorbée ou réfléchiée dans une direction différente si la surface est attaquée. La composition du réactif d'attaque est présentée au tableau 14.

Tableau 14: Composition du réactif d'attaque.

Réactif (par frottage)

- Chlorure double de cuivre et de potassium: 200 g
- Acide chlorhydrique concentré: 100 ml
- Eau: 750 ml

Lavage (par frottage)

- Acide nitrique: 500 ml
- Eau: 500 ml

5.2.2. Observations macrographiques

a. Aluminium pur

En général, la structure est composée de grains fins et allongés, perpendiculaires à la surface refroidie. À l'interface, le grain est plus petit et moins allongé. Au centre il est possible de rencontrer des grains arrondis car c'est là que le taux de refroidissement est le plus faible; la structure tendra donc vers l'état le plus stable. Pour l'aluminium pur, on a une solidification basaltique, alors que dans le cas des alliages Al-Si, elle est équiaxe. Les mesures de la taille des grains sont rassemblées au tableau 15.

Tableau 15: Taille des grains en mm.

Location:	centre		interface		milieu	
essai:	Longueur	largeur	Longueur	largeur	Longueur	largeur
AS020-3	1,5	1,5	4,1	0,5	26	1
AV120-3	3,1	3,7	7,3	2,1	36,5	3,1
AV320-2	3,2	3,2	9,6	1,6	42,5	3,2
AV135-2	-	-	3,1	1	46,6	5,2
AG035-1	1,6	1,6	7,3	1,0	26,2	1,6
AV335-1	2,3	2,3	-	-	33,5	5,6

Dans l'expérience no AS020-3 (figure 26), les grains sont très fins près de l'interface. Il y a une retassure au centre, non débouchante. On remarque

la présence de bulles de gaz emprisonnées au bord. Dans l'expérience no AG035-1 (figure 27), il y a quelques grains arrondis au centre. On remarque que les grains au bord de l'interface sont orientés sous l'effet d'un mouvement du liquide pendant le remplissage. Dans l'expérience no AV120-3 (figure 28), les grains sont fins et allongés. Il y a des grains arrondis au centre (dernier point de la solidification). Les grains les plus fins sont à l'interface. Dans l'expérience no AV320-2 (figure 29), les grains sont plus gros et allongés. Il y a une bulle d'air au bord, quelques grains arrondis au centre et peu de grains à l'interface. Dans l'expérience no AV135-2 (figure 30), les grains sont assez grossiers au bord. Il n'y a pas de grains ronds au centre. Les grains sont longs et larges. Dans l'expérience no AV335-1 (figure 31), les grains sont très grossiers, au centre il y a une masse assez importante de grains arrondis.

b. Alliage hypoeutectique

La structure est formée d'amas de dendrites, assez finement résolus en raison de la modification et du faible pourcentage de silicium. Au bord, les grains sont fins (refroidissement le plus rapide), au centre ils ont plutôt tendance à grossir. On remarque la présence de microretassures entre les bras des dendrites. Dans l'expérience HS035-1 (figure 32), le grain est très fin au bord, plus grossier ensuite pour finalement être uniquement constitué de dendrites entourées de microretassures (diamètre de la zone poreuse: 80mm).

Dans l'expérience HV120-1 (figure 33), la structure est constituée de petites cellules, de taille régulière au centre comme à l'interface. On remarque au bord la présence de peaux d'oxyde (alumine) au bord qui ont emprisonné de l'air. Au centre de l'échantillon, sur une zone de 60 mm de diamètre, on constate la présence de microporosité. Dans l'expérience HV335-1 (figure 34), des grains fins proches de l'interface, on observe des grains plus grossiers au centre de l'échantillon. (diamètre de la zone poreuse: 60mm)

c. Alliage eutectique

La structure est fortement dendritique, en particulier au centre. C'est une conséquence du refroidissement assez long en raison de la massivité de l'éprouvette. À l'interface, le grain est fin. Dans l'expérience ES020-1 (figure 36), le grain est fin sur les bords, les dendrites du centre sont assez petites. Il y a des bulles de gaz. Dans l'expérience ES035-1 (figure 37), le grain est très fin au bord; les dendrites sont petites. Il y a de la porosité assez dispersée. On remarque aussi quelques peaux d'oxyde. Dans l'expérience ES120-1 (figure 35), l'interface est constituée de grains d'eutectique, le centre de dendrites relativement grosses. Il y a, dans la zone dendritique, des bulles parfaitement sphériques (présence de gaz). Dans l'expérience EV335-1 (figure 38), le grain au bord est grossier, les dendrites du centres sont bien développées.

5.2.3. Conclusions de l'observation macrographique

L'examen de ces échantillons montre que pour les expériences avec un moule sans revêtement, on a un grain très fin à l'interface de forme assez déchiquetée, et au centre un grain un peu mieux défini. Dans 4 cas, on remarque des défauts en bordure de l'échantillon. Sur les photos pour un moule à 350°C, la forme de ce défaut est caractéristique du gaz emprisonné: forme sphérique, aspect brillant. Sur les photos pour un moule à 200°C, il s'agit de replis de peau d'oxyde avec du gaz à l'intérieur. Le refroidissement de la périphérie de l'échantillon s'est effectué très rapidement, dès le début de la coulée.

L'expérience pour un moule avec un revêtement à base de graphite présente un grain fin à l'interface et au centre un grain plus grossier.

Les expériences pour un moule avec un revêtement à base de vermiculite ont un grain fin au bord. Au centre des éprouvettes, pour un moule préchauffé à 350°C, le grain est grossier, presque rond dans le cas de l'aluminium pur commercial. pour un moule préchauffé à 200°C, le grain est plus fin et il y a peu de grains ronds au centre (aluminium pur commercial). Si on compare les différentes photographies pour l'aluminium, on constate que les grains du centre sont plus grossiers, plus arrondis et plus nombreux pour une épaisseur de revêtement de 300µm. La présence de ces grains compacts signifie que le refroidissement a été suffisamment lent pour

permettre leur formation. En effet, il s'agit de la morphologie la plus stable, obtenue pour des taux de refroidissement lents.

On constate que la partie de l'éprouvette la plus influencée par les conditions de l'interface est le bord: Durant la première partie de l'expérience, le moule subit un refroidissement très brutal, et c'est la surface du métal qui se solidifie en premier car c'est elle qui est en contact direct avec le moule. La différence de température entre le moule et le métal liquide au début de l'expérience peut aller jusqu'à 550°C.

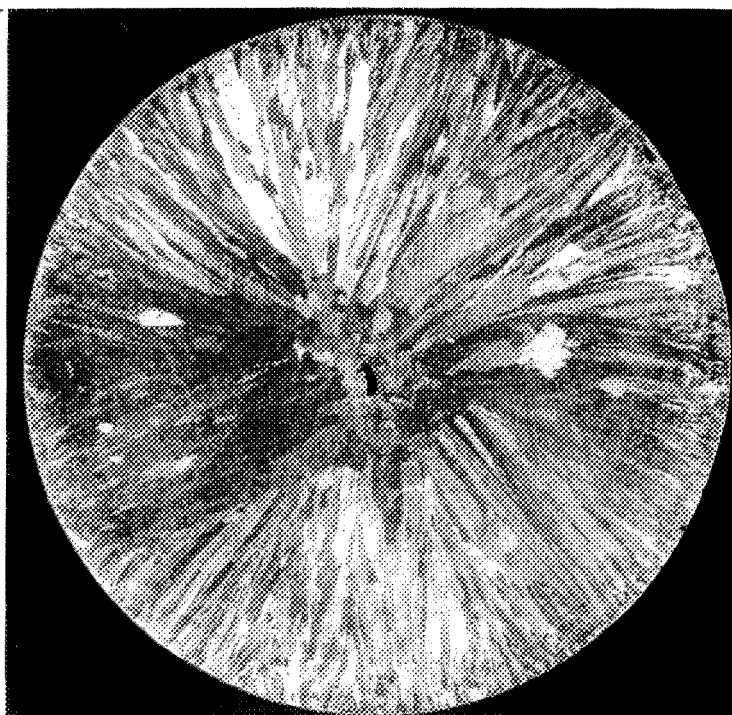


Figure 26: Examen macrographique, expérience AS020-3, 0,9 X.

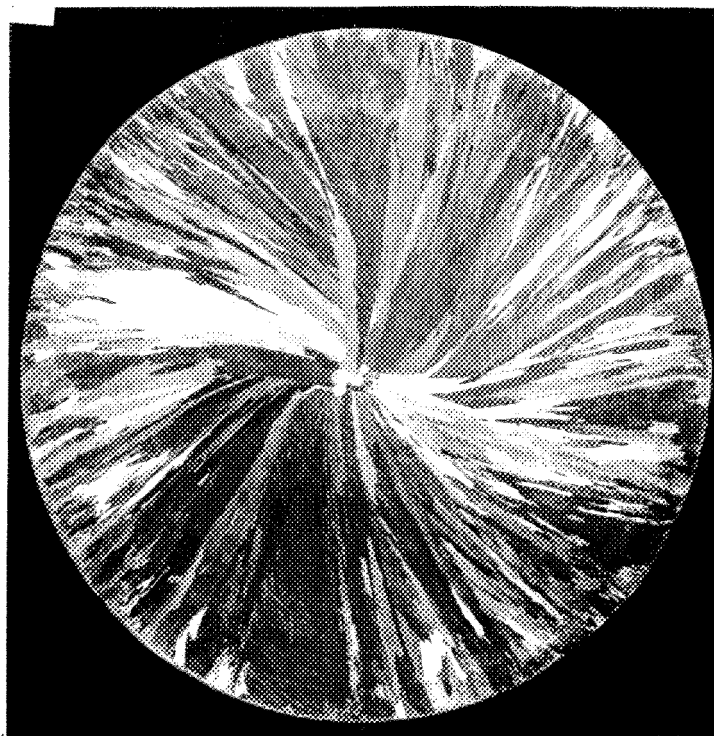


Figure 27: Examen macrographique, expérience AG035-1, 0,9 X.

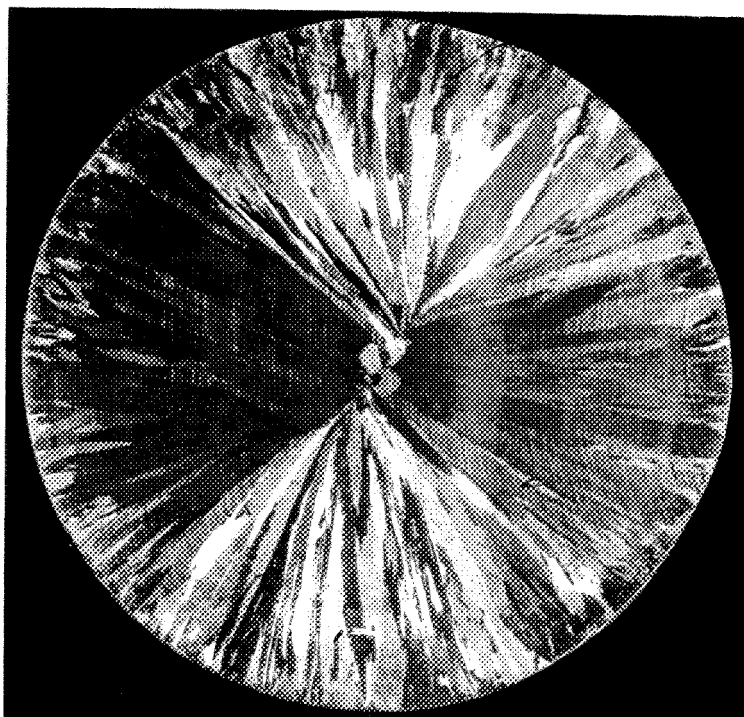


Figure 28: Examen macrographique, expérience AV120-3, 0,9 X.

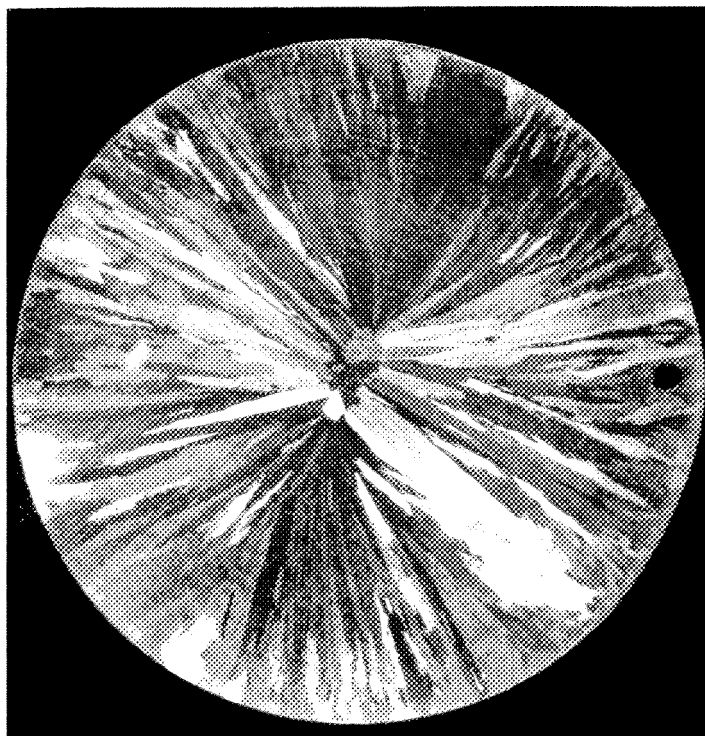


Figure 29: Examen macrographique, expérience AV320-2, 0,9 X.

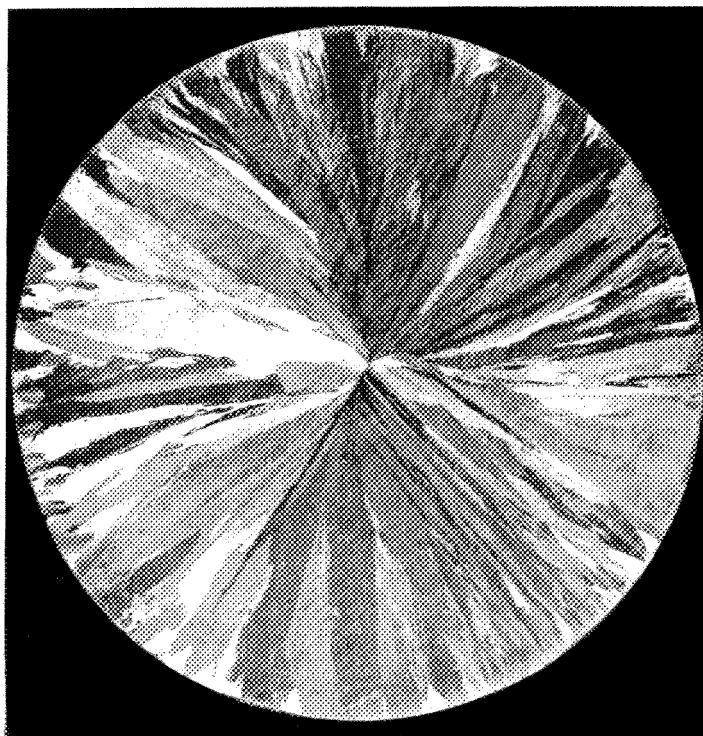


Figure 30: Examen macrographique, expérience AV135-2, 0,9 X.

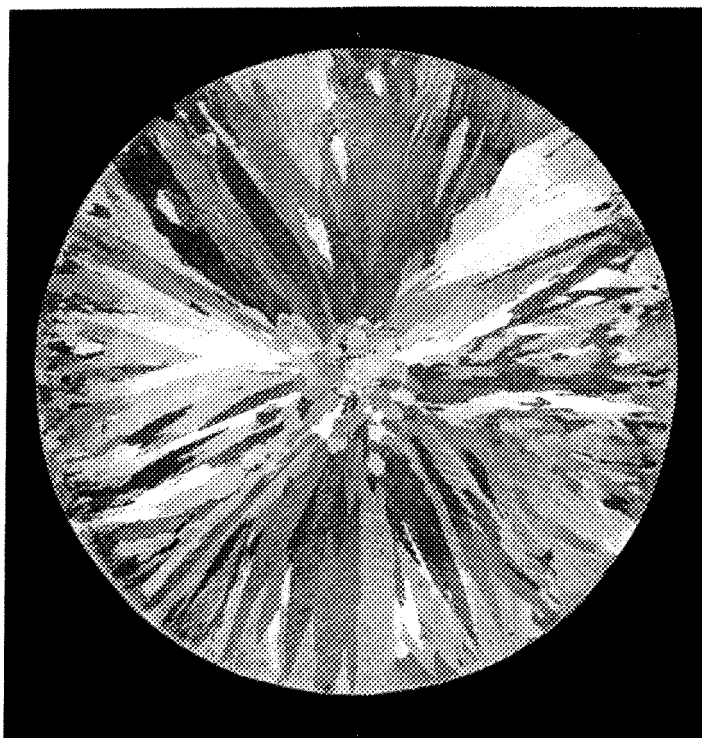


Figure 31: Examen macrographique, expérience AV335-1, 0,9 X.

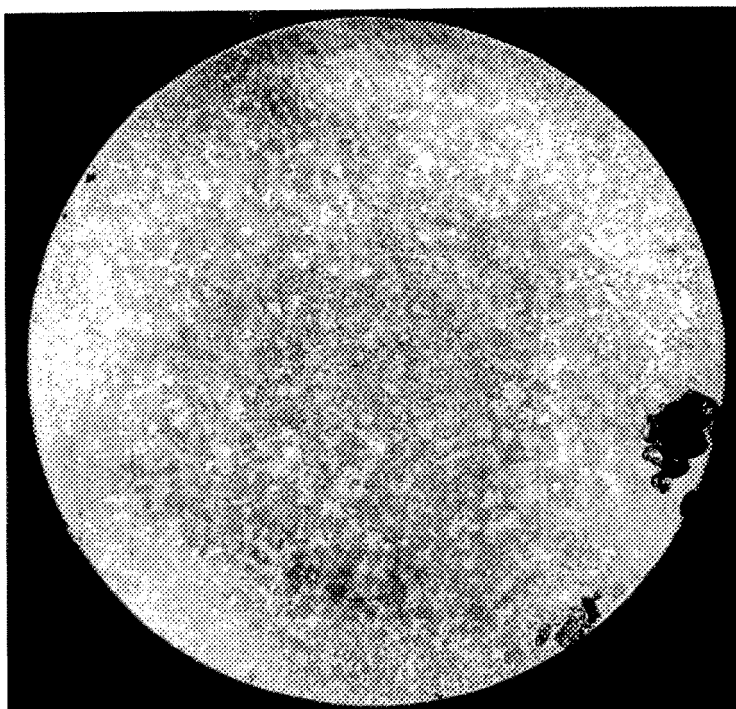


Figure 32: Examen macrographique, expérience HS035-1, 0,9 X.

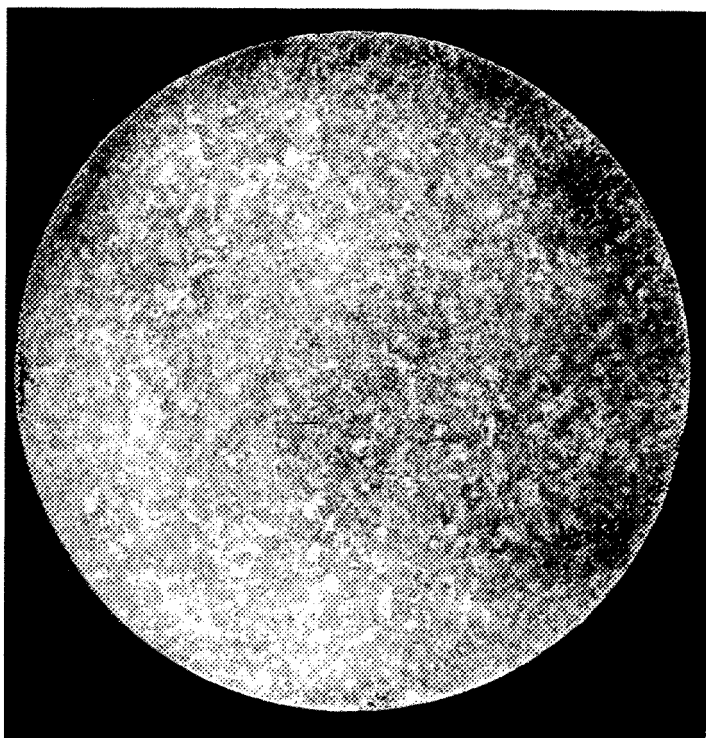


Figure 33: Examen macrographique, expérience HV120-1, 0,9 X.

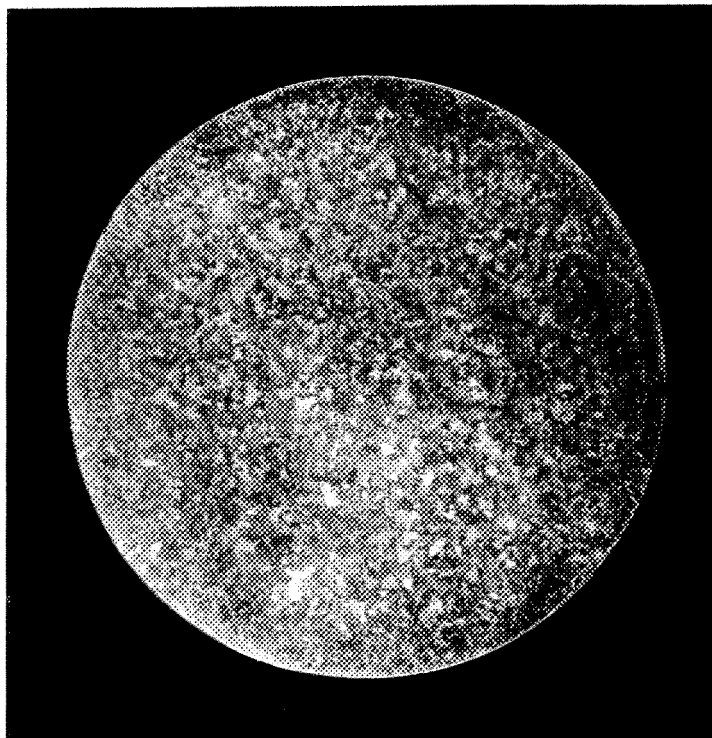


Figure 34: Examen macrographique, expérience HV335-1, 0,9 X.

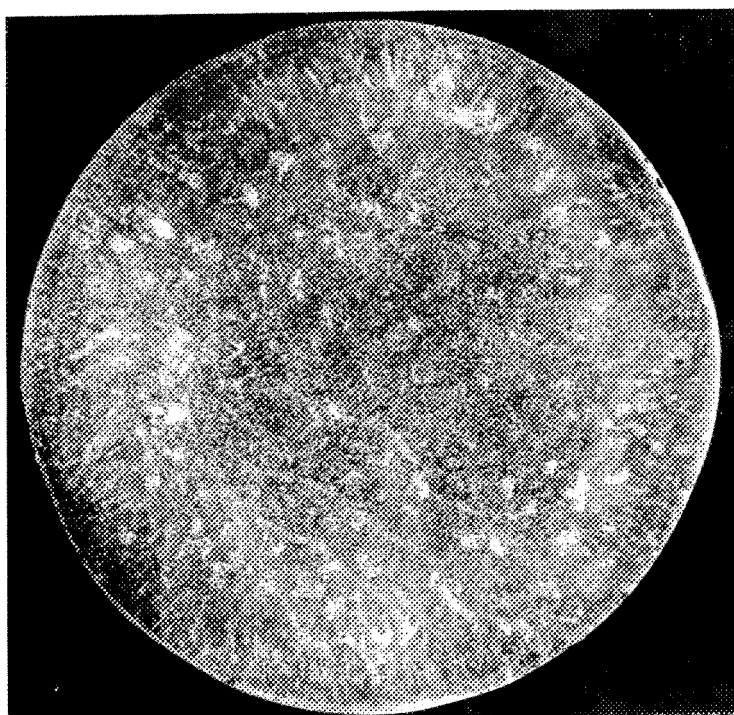


Figure 35: Examen macrographique, expérience ES020-1, 0,9 X.

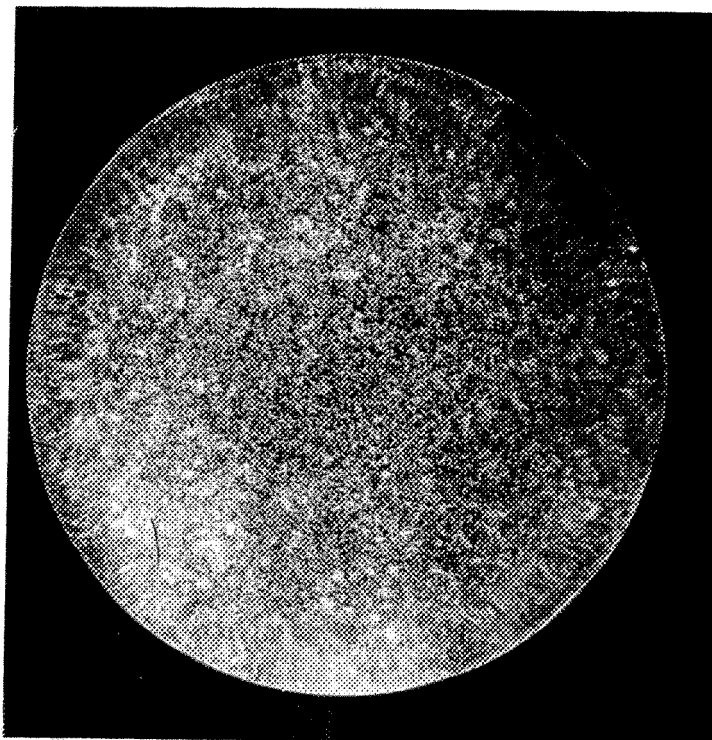


Figure 36: Examen macrographique, expérience ES035-1, 0,9 X.

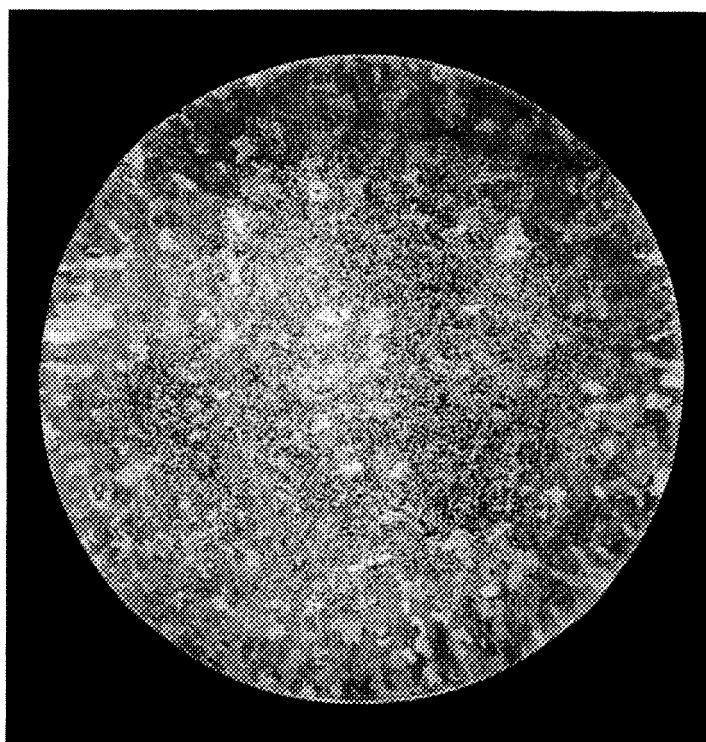


Figure 37: Examen macrographique, expérience EV120-1, 0,9 X.

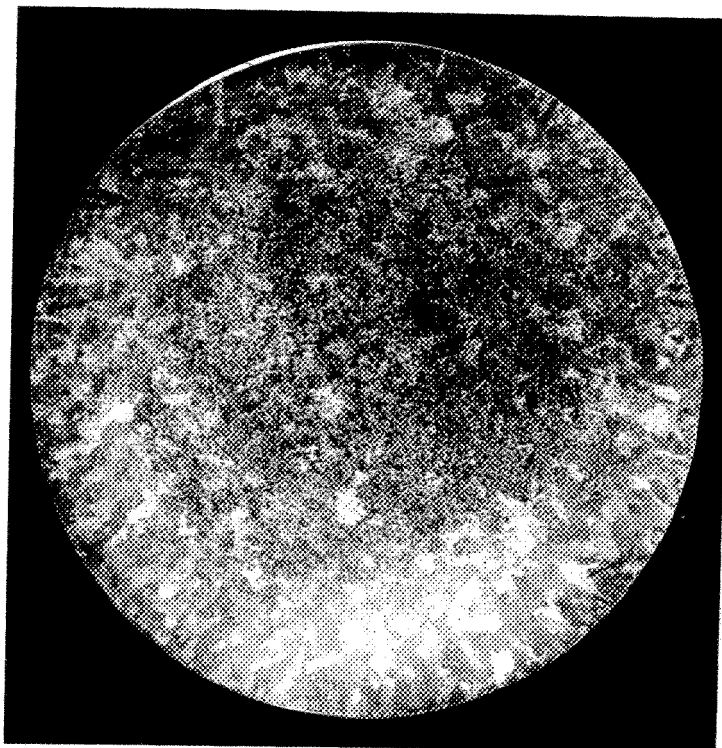


Figure 38: Examen macrographique, expérience EV335-1, 0,9 X.

CHAPITRE 4

SIMULATION NUMÉRIQUE

1. INTRODUCTION

Expérimentalement, il est impossible de mesurer directement le coefficient de transfert de chaleur à l'interface pour les raisons suivantes

-l'interface est composée de plusieurs milieux distincts ayant des caractéristiques propres (métal, oxyde à la surface du métal, air, revêtement, oxyde à la surface du moule, moule, aspérités du moule)

-il se crée un interstice entre le moule et l'échantillon d'aluminium durant la solidification sous l'action du retrait linéaire (différence de densité solide/liquide)[29]

-le positionnement d'un appareil de mesure, non influent sur les résultats, exactement à l'interface est techniquement très difficile.

Il faut donc déterminer le coefficient de transfert de chaleur par une voie détournée de calcul de h_{int} à l'interface du moule et du métal. Dans ce chapitre, un modèle mathématique utilisé par un logiciel de calcul est présenté. Ainsi à l'aide des courbes de refroidissement, les valeurs des deux températures à l'interface moule/métal peuvent être connues à chaque instant et donc h .

2. MODÉLISATION GÉNÉRALE EN DIFFÉRENCES FINIES

2.1. Calcul des températures dans le moule

Nous sommes dans un cas de conduction simple. Dans un milieu homogène et isotrope entre deux points A et B distants de Δx sur un axe $x'x$ de températures T_A et T_B (T_A inférieur à T_B), la puissance calorifique q (on raisonne sur l'unité de temps) transférée par conduction à travers une surface S , perpendiculaire à x s'écrit:[30]

$$q = -kS \frac{\partial T}{\partial x} \quad (1)$$

où $\partial T / \partial x$ est la limite de $(T_B - T_A) / \Delta x$ quand $\Delta x \rightarrow 0$

k est la conductivité thermique du matériau ($\text{Wm}^{-1} \cdot ^\circ\text{C}^{-1}$)

Considérons maintenant une tranche de ce matériau, perpendiculaire à x et dont les parois sont situées à x et à $x+dx$. Son épaisseur est donc dx . Écrivons son bilan thermique constitué de quatre termes:

-flux entrant par la face située à x

$$q_x = -kS \frac{\partial T}{\partial x} \quad (2)$$

-flux sortant à la face située à $x+dx$

$$q_{x+dx} = -S \left[k \frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) dx \right] \quad (3)$$

où q est l'énergie générée par unité de volume

-chaleur absorbée dans le volume considéré pour élever la température

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4)$$

où c est la chaleur massique du matériau ($\text{J.kg}^{-1}.\text{°C}^{-1}$)

ρ est la masse volumique (kg.m^{-3})

t est le temps (s)

La somme des termes conduit à

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (5)$$

Dans un repère tridimensionnel, on a

$$k \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (6)$$

ou

$$k \nabla(\nabla T) = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (7)$$

Le même système s'écrit en coordonnées cylindriques dans le cas unidimensionnel (seules les variations radiales sont non nulles)

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = k \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} \right) \quad (8)$$

La méthode utilisée est une méthode de différences finies afin de résoudre ce système pour les valeurs expérimentales. Il s'agit, lors d'une modélisation, de décomposer le système en un maillage simple aux noeuds équidistants caractérisés par des équations aux dérivées partielles décrivant l'évolution du milieu [31]. Cette méthode, dans ce cas, est préférable à celle des éléments finis en raison de la simplicité géométrique du problème [32-33]. Les équations ont été développées par Fortin [5]. On a le système suivant:

$$a_i T_{i-1} + b_i T_i + c_i T_{i+1} = T_i^* \quad (9)$$

où a, b et c sont des facteurs,

i est l'indice désignant la cellule considérée

T^* représente la valeur à l'instant $t - \Delta t$ (Δt est l'intervalle de temps considéré, soit 0,5 secondes).

Cette équation s'écrit sous la forme d'un système matriciel que l'on résout. La distance de discrétisation spatiale dans le moule est de 1 millimètre. Grâce aux valeurs des thermocouples (conditions limites), on trouve la solution à ce problème.

2.2. Calcul des températures dans le métal

Le comportement thermique du métal liquide est sensiblement différent de celui du moule durant la phase de refroidissement. En effet, il y a accumulation d'énergie à cause de la chaleur latente de changement de phase à la solidification. L'emploi d'une méthode de calcul basée sur les gradients de température n'est pas pertinente [34]. Une approche basée sur la variation d'enthalpie permet d'intégrer la chaleur latente de transformation. On est en présence de deux milieux (liquide et solide) avec une interface (ou front de solidification) commune. Les caractéristiques de ces deux milieux sont distinctes: la masse volumique et la conductivité thermique sont sensiblement différentes dans l'un ou l'autre état. L'interface est caractérisée par la fraction liquide (f_l) par rapport au volume considéré ($f_l = \text{volume liquide} / \text{volume total}$). C'est une valeur comprise entre 0 et 1. La chaleur latente est uniquement liée à la zone où se produit le changement de phase soit le front de solidification.

Nous calculons l'enthalpie totale aux deux points de température connus T_1 et T_2 . L'enthalpie totale s'écrit en fonction de la densité, de la capacité thermique, de la chaleur latente et de la température de la façon suivante

$$h(T) = \int_{T_{ref}}^T \rho c_p dT \quad (10)$$

où T_{ref} est une température de référence arbitraire

h est l'enthalpie.

Pour une température supérieure à la température de liquidus ou inférieure à celle du solidus, on utilise les lois de transfert de chaleur dans un milieu continu, peu influencé par la température.

Il est d'usage de prendre pour T_{ref} la température T_s de solidus.

Par une méthode de différences finies, l'enthalpie en chaque point est calculée.

$$\frac{\partial h}{\partial t} = \nabla \left(\frac{k}{\rho c_p} \nabla h \right) - \rho L \frac{\partial f_l}{\partial t} \quad (11)$$

La discrétisation de l'équation donne

$$a_i h_{i-1} + b_i h_i + c_i h_{i+1} = h_i^* + \rho_i L (f_i^* - f_i) \quad (12)$$

Dans le cas de la solidification isotherme, pour résoudre ce système matriciel, une méthode itérative est employée pour le calcul de f_i , basée sur le schéma de Voller [35]. On part d'une variation de fraction liquide nulle entre deux temps pour, à chaque itération, se rapprocher de la valeur réelle. Cela dure tant qu'il y a une variation de la fraction liquide après une itération. Le programme comporte un facteur de relaxation qui permet de converger plus

rapidement et de prendre en compte un rapide changement de phase.

3. CALCUL DANS LA ZONE PATEUSE

3.1. Méthode de calcul de la fraction liquide

Nous étudions trois matériaux aux caractéristiques différentes. L'aluminium pur et l'alliage eutectique ont un comportement semblable lors du refroidissement: un palier isotherme. Cependant, les températures de transformation et les caractéristiques du matériau sont différentes. L'alliage hypoeutectique suit une loi de refroidissement particulière, propre aux alliages à plusieurs phases. Dans ce cas, la connaissance de la fraction liquide en fonction de la température pour un pourcentage d'élément d'alliage donné est nécessaire à la résolution de l'équation de conduction dans le métal [36].

La variance V d'un système, pour un pourcentage de silicium donné, représente les degrés de liberté possibles, et donc les variables de l'état considéré.

La formule de la variance est

$$V=C+1-\varphi$$

Où C est le nombre de constituants visibles,

φ est le nombre de phases possibles ,

et 1 représente la variable indépendante, la pression.

Dans le cas de l'aluminium pur, on a deux phases (solide et liquide), un constituant (l'aluminium) donc la variance est nulle. Il n'y a aucune liberté au point de solidification: la solidification se déroule à une seule et même température, d'où l'appellation isotherme. La fraction liquide varie donc en fonction du temps et non de la température. Le comportement de l'alliage eutectique est similaire: 2 phases, 1 constituant (la phase eutectique), la variance est égale à zéro, on arrive aux mêmes conclusions que précédemment. Dans le cas d'un alliage monophasique, le programme de Fortin [5] fonctionne sans modification. Il suffit de changer les paramètres du métal: densité, conductivité thermique, chaleur latente de solidification, chaleur massique et température du palier de solidification. Le calcul de la fraction liquide est réalisé de la façon suivante: on examine la température de chaque cellule discrète. Si la température est inférieure à la température du palier de transformation, la cellule est considérée comme entièrement solide et la valeur de la fraction liquide est nulle. Si la température de la cellule est supérieure à la température du palier de solidification, la valeur de la fraction liquide est égale à un. Si la température de la cellule est égale à la température de solidification, la fraction liquide est comprise entre zéro et un.

Cette méthode n'est pas valable pour l'alliage hypoeutectique. En effet, la variance du système est égale à 1, donc pour une température donnée, entre le solidus et le liquidus, il n'existe qu'une seule composition des phases

en présence (liquide ou solide).

Grâce au diagramme de phases aluminium/silicium (figure 1) et à la règle des segments inverses, on peut connaître la valeur de la fraction liquide pour une température donnée (à l'équilibre). En réalité, à moins d'effectuer un refroidissement suffisamment lent, il est inexact d'utiliser le diagramme de phases pour calculer la fraction liquide. En effet, la composition globale du système reste la même mais le système passe par des états intermédiaires un peu éloignés des lignes du diagramme d'équilibre. Le cas contraire serait de considérer que la composition des phases en présence est constamment homogène. C'est relativement vrai dans le liquide où la migration des éléments est possible grâce aux phénomènes de convection mais dans le solide, la diffusion est infiniment plus faible. Par exemple pour un alliage AB qui refroidit, on considère un germe, premier formé, de solide (concentration de A: C_{A1}) dans le liquide. On refroidit le système de quelques degrés, le solide (en entier) doit avoir la composition C_{A2} d'après le diagramme de phases. Ce n'est pas le cas, seule la couche d'alliage superficielle apportée aura cette composition, la partie déjà solide n'a pas le temps de s'ajuster. Ainsi, chaque apport de matériau change la composition du liquide restant et le décale par rapport aux lignes du diagramme de phases. Cependant, il est possible de prendre en compte ce phénomène en ajoutant un facteur correctif lors du calcul de la fraction liquide.

3.2. Règle des segments inverses

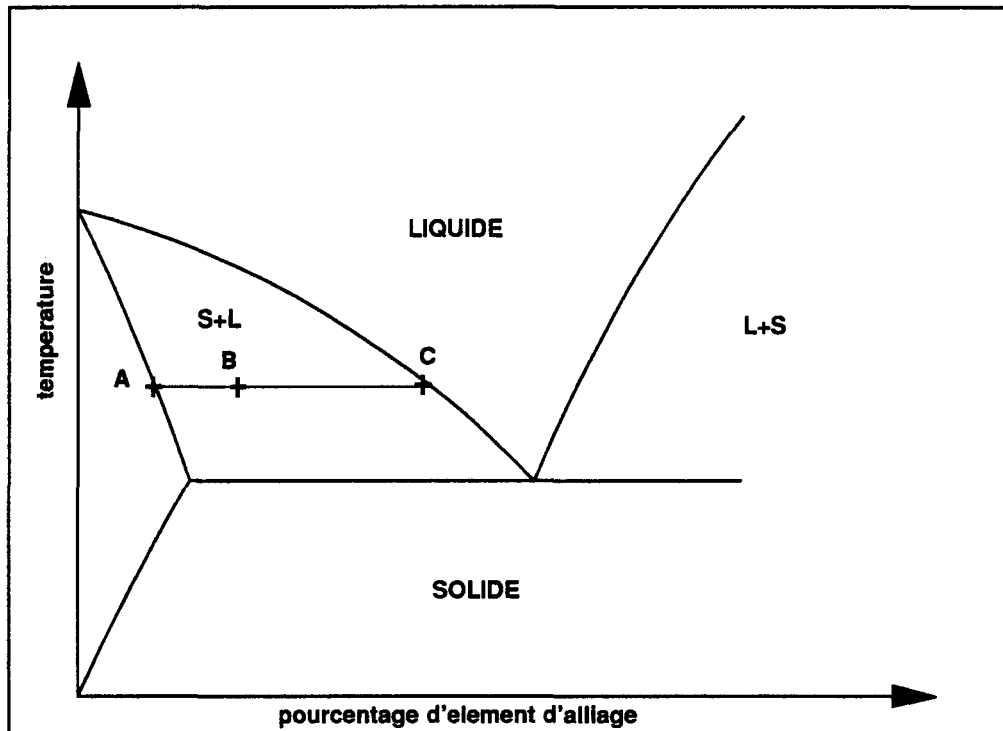


Figure 39: Règle des segments inverses.

On peut calculer la fraction liquide (et sa composition) à partir du diagramme de phases grâce à la méthode des segments inverses (ou des bras de levier, figure 39). On sait que :

$$\text{fraction liquide} = \frac{AB}{AC} \quad (13)$$

Si on linéarise les lignes de transformation du diagramme Al-Si, on obtient une bonne approximation des équations du liquidus et du solidus. Il est aussi possible, grâce aux données obtenues par l'analyse thermique du matériau, de retrouver les lignes de transformation correspondant aux alliages

étudiés. Le tableau 16 donne les valeurs utilisées pour calculer les équations des lignes de transformation.

Tableau 16: Valeurs des points utilisés pour calculer les lignes de transformation.

	théorie			mesuré		
ligne	point	C _{Si}	T(°C)	point	C _{Si}	T(°C)
liquidus	Al pur	0	660	Al pur	0,16	655
	Al-Si eut.	12,6	577	Al-Si eut.	11,5	575
solidus	Al pur	0	660	(2)	(2)	(2)
	(1)	1,65	577	(2)	(2)	(2)

(1) limite de solubilité maximale dans la phase α .

(2) Utilisation des valeurs du diagramme de phases car les valeurs expérimentales ne sont pas disponibles (la limite de solubilité étant très faible, les écarts sont négligeables).

Les équations pour le liquidus et le solidus sont approximées respectivement par les relations linéaires suivantes:

$$C_{Si} \% = -0,152T + 100,2 \text{ et } C_{Si} \% = -0,0198T + 13,12.$$

Donc on a:

$$f(T) = \frac{SF\% - (-0,0198 + 13,12)}{-0,132T + 87,05} \quad (14)$$

Alors que les équations pour le liquidus et le solidus sont dans le cas

des résultats expérimentaux:

$$C_{Si} \% = -0,142T + 93,17 \text{ et } C_{Si} \% = -0,0198T + 13,12.$$

Donc on obtient:

$$f_l(T) = \frac{SP\% - (-0.0198 + 13.12)}{-0.122T + 80.05} \quad (15)$$

Ces équations ne sont valables que pour une température comprise entre T_1 et T_s .

Les équations théoriques manquent de fiabilité dans cette étude en raison des différences dues aux phénomènes évoqués précédemment. Les équations obtenues par les valeurs expérimentales seront donc utilisées.

On représente $f_l(T)$ pour de l'alliage hypoeutectique sur la figure 40. La valeur de la fraction liquide est égale à zéro pour l'état solide jusqu'à la température de début de solidification. Ensuite, la courbe monte verticalement jusqu'à une valeur égale à environ 0,30, il s'agit du palier isotherme. Puis la courbe varie en fonction de la température, jusqu'à ce que la fraction liquide soit égale à un.

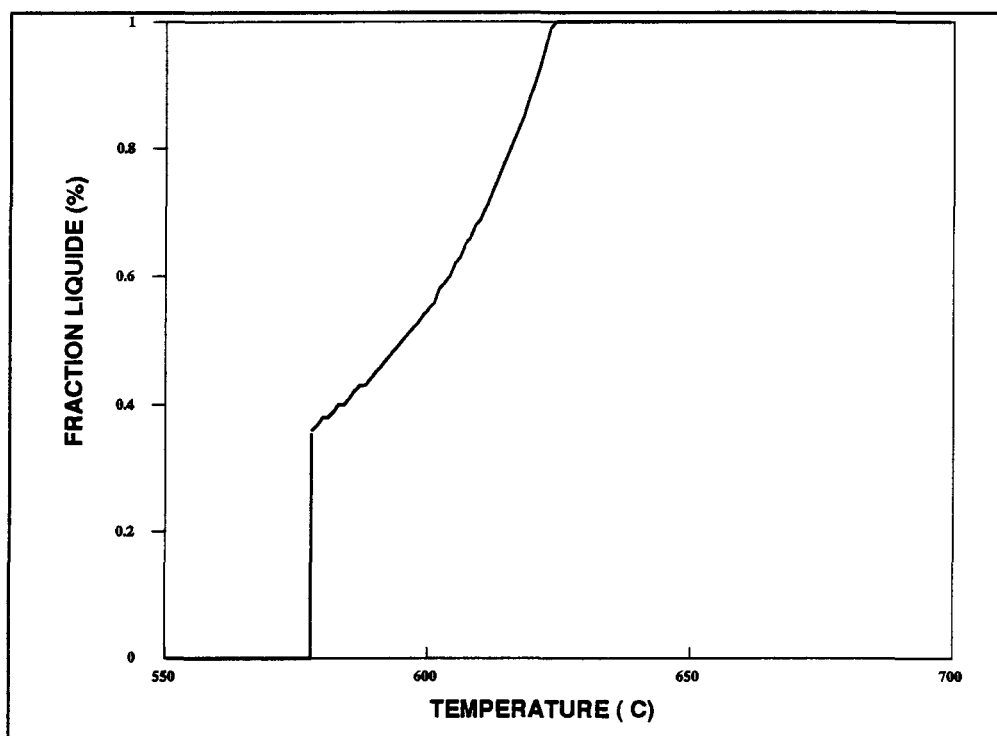


Figure 40: Fraction liquide en fonction de la température.

Si on considère le cas présent, la fraction liquide donnée par les formules, dans tous les cas pour l'alliage hypoeutectique, n'est pas nulle à la température de l'eutectique (il reste environ 30% de liquide pour la quantité de silicium de l'alliage). Il faut donc prendre en compte la fin de la solidification de façon différente. On remarque que le palier eutectique sur la courbe de refroidissement n'est pas parfaitement isotherme, il est défini par deux températures (début et fin). Il est donc possible de calculer la fraction liquide grâce à ces deux températures par une règle des segments inverses appliquée aux températures à partir de la dernière valeur de la fraction liquide à ce point afin de conserver une continuité dans les valeurs.

Soient T_s , T_{eu} et T_l respectivement les températures du solidus, du début du palier eutectique et de la fin du palier eutectique (aussi la température de liquidus) et T la température, il est donc possible de définir une fraction liquide pour chaque température du point considéré.

On note qu'il existe d'autres méthodes de calcul à partir des courbes du diagramme d'équilibre. La littérature [37] fait état de l'emploi de formules basées sur une méthode des segments inverses appliquée aux températures

$$f_l(T) = \frac{T - T_s}{T_l - T_s} \quad (16)$$

Cette méthode ne tient pas compte du fait que lorsque T est égal à T_s , $f_l(T)$ est nul alors qu'une partie du métal est encore liquide. Il faut donc utiliser une température fictive de T_s .

3.3 Calcul de l'enthalpie

Dans le cas des alliages hypoeutectique, dans la zone pâteuse, on dispose donc d'une expression de la fraction liquide en fonction de la température, voir équation 15. De façon simplifiée, l'équation 15 s'écrit:

$$f_l(T) = \frac{aT + b}{cT + d} \quad (17)$$

Grâce à cette expression, il n'y a pas besoin (comme dans le cas du

palier isotherme pour l'aluminium pur ou l'eutectique) d'algorithme itératif pour déterminer la fraction liquide. D'autre part, la relation entre la température et l'enthalpie peut se calculer directement à partir de la définition (équation 10).

La valeur du terme ρc_p s'exprime:

- a. zone solide ($T_s \geq T$): $\rho c_p(T) = \rho_s c_{ps}$
- b. zone pâteuse ($T_l > T > T_s$): $\rho c_p(T) = \rho_l c_{pl} f_l(T) + \rho_s c_{ps} (1 - f_l(T))$
- c. zone liquide ($T \geq T_l$): $\rho c_p(T) = \rho_l c_{pl}$

On introduit la fonction $\lambda(T)$ définie comme suit:

- a. zone solide ($T_s \geq T$):

$$\lambda(T) = 0 \quad (18)$$

- b. zone pâteuse ($T_l > T > T_s$):

$$\lambda(T) = \frac{1}{T_l - T_s} \int_{T_s}^T f_l(T) dT \quad (19)$$

Ce qui donne d'après l'équation 17:

$$\lambda(T) = \frac{a}{c} \frac{(T - T_s)}{(T_l - T_s)} + \frac{(bc - ad)}{c^2 (T_l - T_s)} \ln \frac{(d + cT)}{(d + cT_s)} \quad (20)$$

On pose $\lambda_0 = \lambda(T_l)$

c. zone liquide ($T \geq T_l$):

$$\lambda(T) = \lambda_0 + \frac{(T - T_l)}{(T_l - T_g)} \quad (21)$$

On peut donc à l'aide de $\lambda(T)$ et de l'équation 10 obtenir la valeur de l'enthalpie en fonction de la température:

$$h(T) = \lambda(T)(T_l - T_g)(\rho_l c_{pl} - \rho_s c_{ps}) + \rho_s c_{ps}(T - T_g) \quad (22)$$

4. DÉTERMINATION DES CONSTANTES PHYSIQUES

4.1. Masse volumique

4.1.1. Masse volumique dans le solide

A la température ambiante, le côté de la maille cristalline décroît linéairement quand on ajoute du silicium en solution solide, ainsi Mondolfo [37] donne $a=4,0478.10^{-10}$ m pour 1% de silicium et $a=4,0365.10^{-10}$ m pour 11% de silicium (solution solide obtenue par splat cooling: refroidissement extrêmement rapide).

On doit s'attendre à une augmentation de densité avec l'ajout de silicium puisque le silicium est plus lourd que l'aluminium (Si=28, Al=27) (le silicium est en solution substitutionnelle). En effet, la densité de la solution solide croît légèrement jusqu'à 2705 kg.m^{-3} à 1,2 % de silicium. Par contre dans un alliage recuit où coexistent les phases (Al) et (Si), il y a une décroissance linéaire [37]: 2655 kg.m^{-3} à 10% de silicium et 2630 kg.m^{-3} à 15% de silicium.

Cette variation est due à l'augmentation de la taille de la maille cristalline et à la présence croissante d'une phase plus lourde, le silicium [38].

A plus haute température, la densité des phases, à composition constante, est plus faible du fait de la dilatation thermique mais on ne dispose

pas de valeurs.

Nous pouvons estimer, pour chaque composition, deux densités extrêmes:

-une densité maximale par laquelle le maximum de silicium (1,65%) est en solution solide, le reste étant sous forme de silicium cristallisé.

-une densité minimale où tout le silicium est sous forme d'une seconde phase dans de l'aluminium pur. Pour des raisons de simplicité, les calculs sont effectués uniquement dans le second cas. La loi des mélanges est appliquée, équation 24.

$$\rho_s = \frac{1}{\frac{W_{Al}}{\rho_{Al}} + \frac{W_{Si}}{\rho_{Si}}} \quad (23)$$

On considère 1 gramme d'alliage constitué respectivement de W_{Al} et de $W_{Si} (=1-W_{Al})$ gramme d'aluminium et de silicium. Les résultats sont rassemblés au tableau 17.

Tableau 17: Densité des alliages Al-Si (valeur en kg.m^{-3})

T (°C)	ρ_{sAl}	ρ_{sSi}	$\rho_{Al_{ss,5\%Si}}$	$\rho_{Al_{s13\%Si}}$	$\rho_{Al_{l5,5\%Si}}$	$\rho_{Al_{l13\%Si}}$
600	2590	2300	2572	X	2377	X
577	2590 [38]	2300	X	2553	X	2388

4.1.2. Masse volumique à l'état liquide

A l'état liquide, l'aluminium est moins dense qu'à l'état solide [38].

$T_p=660^{\circ}\text{C}$, $\rho=2550$ (valeur calculée, $\rho_l=2368$)

On peut remarquer que le silicium est un des rares matériaux qui présente un comportement inverse ($T_f=1410^{\circ}\text{C}$, $\rho_s=2300$, $\rho_l=2550$)

Les quelques mesures de densité d'alliages Al-X ($x=\text{Cu}$, Fe , Mg , Ti) liquides en fonction de la concentration en X [38] montrent qu'à 700°C et 900°C , une loi des mélanges peut conduire à une première approximation. Les valeurs retenues sont; pour ρ_{sl} la valeur de la densité du solide à la température considérée et pour Al la densité du liquide à 660°C .

4.2. Chaleur massique

4.2.1. Chaleur massique à l'état solide

La chaleur massique est une grandeur bien connue pour les corps purs solides. Au-dessus de la température de Debye (400 K pour l'aluminium et 690 K pour le silicium [39]) elle varie peu, croissant légèrement avec la température jusqu'au point de fusion. Selon la loi de Dulong et Petit, la chaleur massique est la même pour la plupart des corps : 25 J.K^{-1} pour un nombre d'atomes égal au nombre d'Avogadro. L'application de cette loi donne pour l'aluminium:

$$c_{ps} = 930 J.kg^{-1}.K^{-1}$$

et pour:

$$c_{ps} = 830 J.kg^{-1}.K^{-1}$$

Ces valeurs seraient tout à fait adaptées à la température ambiante et un peu au-dessus. Elles sont trop faibles au point de fusion ($c_{ps}=1220$ et $1050 J.kg^{-1}.K^{-1}$ pour l'aluminium et le silicium à leur points de fusion respectifs)

Néanmoins on retiendra de la loi de Dulong et Petit que l'aluminium et le silicium étant de masse atomique très proches, les deux types d'atome sont interchangeables et la loi des mélanges s'appliquera de la même façon, que le silicium soit en solution solide ou sous forme de précipités. Ainsi, avec les valeurs données par Touloukian [39]

pour l'alliage hypoeutectique

$$c_{ps} = 1200 J.kg^{-1}.K^{-1}$$

et pour l'eutectique

$$c_{ps} = 1180 J.kg^{-1}.K^{-1}$$

4.2.2. Chaleur massique à l'état liquide

La chaleur massique d'un corps à l'état liquide est généralement un peu inférieure à celle de l'état solide.

Ainsi à leur point de fusion respectif

Pour l'aluminium

$$c_{pl} = 1030 J.kg^{-1}.K^{-1}$$

Pour le silicium

$$c_{pl} = 1050 J.kg^{-1}.K^{-1}$$

Nous appliquerons la loi des mélanges en prenant pour le silicium la valeur de c_{pl} au point de fusion, considérant que cet état est le plus proche de celui de ces atomes en solution liquide.

Ainsi pour l'alliage hypoeutectique:

$$c_{pl} = 1210 J.kg^{-1}.K^{-1}$$

Pour l'alliage eutectique:

$$c_{pl} = 1200 J.kg^{-1}.K^{-1}$$

4.3. Conductivité thermique

4.3.1. Analyse du problème

La conductivité thermique de l'aluminium pur est décrite par Van Horn [39] de -270°C à 900°C. Dans le domaine d'intérêt k_s est pratiquement constant à 220 W.m⁻¹.K⁻¹ de 400 à 600°C. k_l est plus faible, 90 environ au point de fusion; il croît ensuite légèrement avec la température pour atteindre 100 à 740°C. Touloukian [40] donne l'état liquide: $k_l=90$ au point de fusion. Hatch [6] donne: $k_s=226$ et 208 respectivement à 400 et 600°C et $k_l=91$ à 660°C et 93 à 730°C.

En fait k est difficile à mesurer. On le détermine souvent de façon indirecte et plus commodément à partir de la loi de Wiedemann-Franz telle que citée par Voller [37]. Cette loi, d'origine empirique, dit que pour les métaux et alliages métalliques, à une température donnée, il existe un rapport entre la conductivité thermique k et la conductivité électrique λ . Ce rapport est d'autre part proportionnel à la température absolue T :

$$k = \mathcal{L} \lambda T + b \quad (28)$$

où on donne à \mathcal{L} (facteur de Lorenz) et à b des valeurs qui permettent de rendre mieux compte des résultats expérimentaux.

Van Horn [39] donne la relation

$$k=2.1 \times 10^{-8} \lambda T + 0.13 \quad (29)$$

pour les alliages d'aluminium quelle que soit leur concentration entre 0 et 400°C sauf pour Al-Si. Pour cet alliage, il faut augmenter le facteur de Lorenz de $0,02 \times 10^{-8}$ environ par pour-cent de silicium jusqu'à la concentration eutectique. Ce comportement peut être expliqué par le fait que le silicium n'est pas métallique et qu'il conduit relativement mieux la chaleur que l'électricité. Mondolfo [38] donne des valeurs de λ croissant de $3,3 \times 10^{-8}$ à -186°C à $3,46 \times 10^{-8}$ à 270°C dans le cas de l'alliage d'aluminium à 20% de silicium.

La résistance électrique, ρ (ou $1/\lambda$), bien que plus facile à mesurer de façon précise est peu connue dans le cas des alliages Al-Si particulièrement à haute température. D'après Van Horn [39], à température ambiante, ρ varie linéairement de $2,5 \times 10^{-8} \Omega.m$ pour l'aluminium pur, jusqu'à $3,7$ ou $3,8 \times 10^{-8} \Omega.m$ à la limite de la solubilité pour l'alliage trempé et jusqu'à $2,92 \times 10^{-8} \Omega.m$ pour l'état recuit. Pour un alliage d'aluminium à 20% de silicium à l'état recuit, on obtient $5,8 \times 10^{-8}$. Le silicium a donc pour effet de diminuer la conductivité électrique d'autant plus fortement qu'il est en solution solide. Ainsi chaque pour-cent de silicium augmente la résistivité de 1,02 et $0,088 \mu\Omega.cm$ respectivement suivant qu'il est en solution solide ou hors solution.

Les résultats les plus exploitables proviennent d'une compilation de

Touloukian [40] de travaux déjà anciens. Pour des concentrations en silicium égales ou supérieures à l'eutectique, on observe la même loi de variation sensiblement linéaire en échelle log/log de -190 à 300°C environ.

À l'état liquide (727°C), la résistivité croît jusqu'à un pic à 32 ou 33x10⁻⁸ Ω.m pour une teneur en silicium comprise entre 2 et 5% puis chute jusqu'à un minimum de 27x10⁻⁸ Ω.m à 7% puis augmente à 40x10⁻⁸ Ω.m pour 10%.

4.3.2. Conductivité thermique à l'état solide

Alliage hypoeutectique

Pour la température moyenne choisie, 580°C, la conductivité de l'alliage est calculée par la loi des mélanges appliquée à l'aluminium et au silicium purs. La conductivité du silicium est donnée par Touloukian [40], $k=390 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$.

En prenant $k_{\text{al}}=210 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ [10], on obtient: $k_s=223 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ ce qui est sans doute un peu supérieur à la réalité.

Alliage eutectique

Nous avons extrapolé à 577°C les courbes de Touloukian et al (la loi des mélanges donnerait $233 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$)

$$k_s \sim 210 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$$

On trouve des valeurs finalement très proches l'une de l'autre et proches de celle pour l'aluminium pur.

4.3.3. Conductivité thermique à l'état liquide

La loi des mélanges est difficilement applicable, le silicium étant solide aux températures considérées. La loi de Wiedemann-Franz est appliquée en utilisant la résistivité électrique mesurée à 727°C (27×10^{-8} et $40 \times 10^{-8} \Omega.m$ respectivement pour les alliages à 5,5 et 11,6% de silicium) avec le facteur de Lorenz corrigé pour le silicium. Ainsi pour

Alliage hypoeutectique

$$k_l = 71 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$$

Alliage eutectique

$$k_l = 52 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$$

On obtient là des valeurs nettement plus faibles que celles mesurées pour l'aluminium pur dans le même domaine de température. La loi de Wiedemann-Franz s'applique-t-elle de la même façon pour les liquides que

pour les solides ?

Il y aura de plus dans la phase liquide des effets de convection qui augmentent les échanges de chaleur.

4.4. Chaleur latente de fusion

La chaleur latente de fusion [6][38] de l'aluminium pur est de $397.10^3 \text{ J.kg}^{-1}$.

Nous ne disposons pas de valeur même pour le cas simple de l'eutectique. Ce cas semble difficile à modéliser, le comportement du silicium étant de la dissolution dans l'aluminium fondu et non pas une fusion. L est donc pris constant et égal à $397.10^3 \text{ J.kg}^{-1}$ quelle que soit la teneur en silicium.

Les différentes valeurs estimées pour les caractéristiques des deux alliages étudiés sont rassemblées au tableau 18.

Tableau 18: Valeurs des paramètres du métal à l'état solide et liquide.

	$\rho \text{ (kg.m}^{-3}\text{)}$		$c_p \text{ (J.kg}^{-1}\text{.K}^{-1}\text{)}$		$k \text{ (W.m}^{-1}\text{.K}^{-1}\text{)}$		$L \text{ (J.kg}^{-1}\text{)}$
	ρ_s	ρ_l	c_{ps}	c_{pl}	k_s	k_l	
Al7%Si	2572	2377	1210	1200	223	71	397.10^3
Al13%Si	2553	2388	1200	1180	210	52	397.10^3

5. DÉTERMINATION DU COEFFICIENT DE TRANSFERT DE CHALEUR

Le coefficient de transfert de chaleur (h en $\text{W.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$) représente l'aptitude de deux corps à échanger de la chaleur. Dans le cas présent, h_{int} permet de quantifier la chaleur évacuée par le biais de l'interface qui est un ensemble de milieux différents [41]. On considère les échanges thermiques entre deux corps par conduction figure 41 [42].

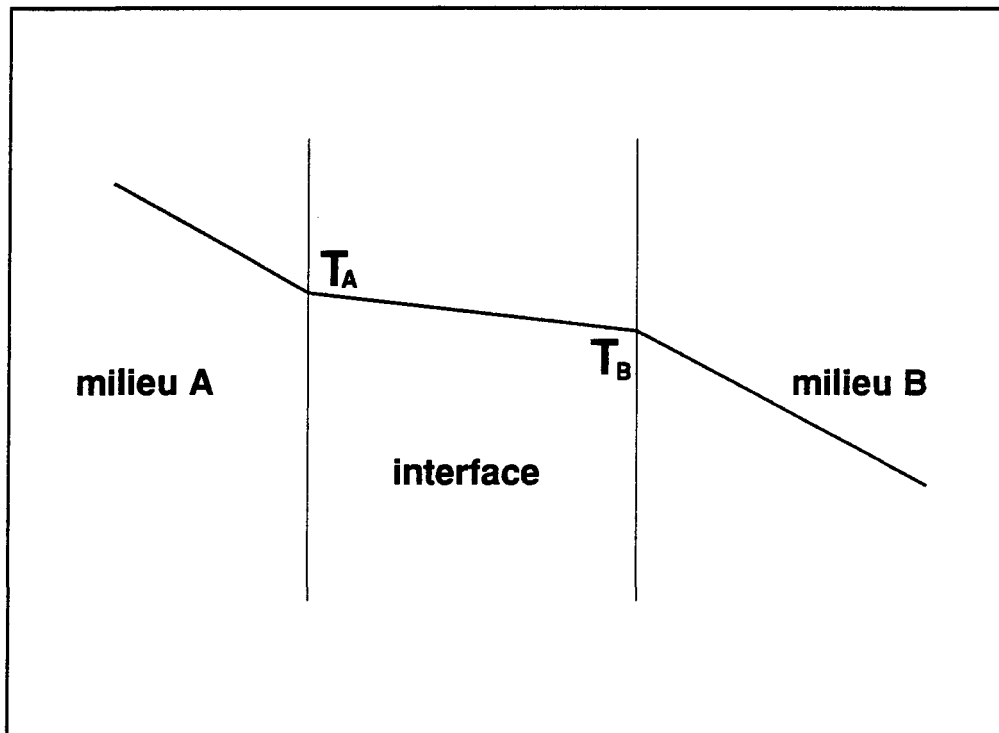


Figure 41: Température en cas de conduction simple.

L'équation de la quantité de chaleur transférée q est

$$q = h_{\text{int}} S \Delta T \quad (37)$$

Le coefficient transitoire de transfert de chaleur dépend de la

température à l'interface coté moule et coté métal, du temps et du flux de chaleur qui traverse l'interface. On a une discontinuité entre les deux températures en raison de la fine couche d'air qui sépare les deux surfaces et qui joue le rôle d'un isolant. Pour calculer le coefficient de transfert de chaleur, il y a deux moyens: soit à partir du flux de chaleur calculé dans le métal, soit à partir du flux de chaleur calculé dans le moule. En effet, ces deux flux sont théoriquement sensés être identiques en raison de la conservation de la quantité d'énergie. Le flux dans le moule est utilisé afin d'avoir la valeur la plus stable dans le temps (pas de turbulence du métal).

Le coefficient transitoire de transfert de chaleur est calculé de la façon suivante:

$$h_{int} = \frac{\dot{q}_{int}}{T_{moule} - T_{métal}} \quad (38)$$

5.1. Méthode de calcul

Les valeurs de h_{max} qui correspondent au point culminant de la courbe $h(t)$ au début du refroidissement sont relevées. La partie initiale de la courbe est assimilée à une droite, caractérisée par le coefficient directeur qui indique la façon dont le système réagit au premier apport de chaleur.

Les expériences sont regroupées par type de métal coulé et par type

d'interface: conductrice (sans revêtement et revêtement à base de graphite)

ou isolant (vermiculite, zircon et mica).

Notation des expériences:

n_1 , thermocouples du métal, codage binaire

Tableau 19: Codage des thermocouples placés dans le métal.

distance au centre du moule (mm)	35	39	43	47
valeur associée	0	1	2	4

Ainsi, la configuration retenue est la somme des deux valeurs associées aux thermocouples.

Exemple de calcul

1 thermocouple à 35 mm et un thermocouple à 47 mm

$$0+4=4$$

n_2 , thermocouples horizontaux du moule

Le codage est repris pour les thermocouples horizontaux du moule avec les valeurs suivantes

Tableau 20: Codage des thermocouples horizontaux placés dans le moule.

distance au centre du moule (mm)	53	56	59	62
valeur associée	0	1	2	4

5.2. Étude des courbes de h_{int} en fonction du temps

5.2.1. Matériau monophasique: l'aluminium pur

Pour calculer la valeur de h_{int} en fonction du temps, le programme de Fortin est utilisé dans lequel sont injectées des valeurs expérimentales (température en fonction du temps). Pour le cas de l'aluminium pur commercial, le programme est utilisé tel quel.

Nous représentons aux figures 42, 43, 44 les valeurs de h_{int} en fonction du temps pour trois conditions de revêtement.

a. Sans revêtement et revêtement à base de graphite

Sur les courbes de la figure 42, deux points retiennent l'attention

- Les valeur de h_{int} pour l'expérience pour un moule sans revêtement à 200°C (AS020-1#22) deviennent négatives vers 70 secondes.
- D'après les courbes, le coefficient de transfert de chaleur pour de l'aluminium refroidissant dans un moule à 200 °C est moins élevé que pour la même expérience avec un moule à 350 °C.

b. Revêtement à base de vermiculite

Les courbes n'ont pas de pointe marquée (figure 43). Apparemment, le flux de chaleur lors du refroidissement est presque également distribué en

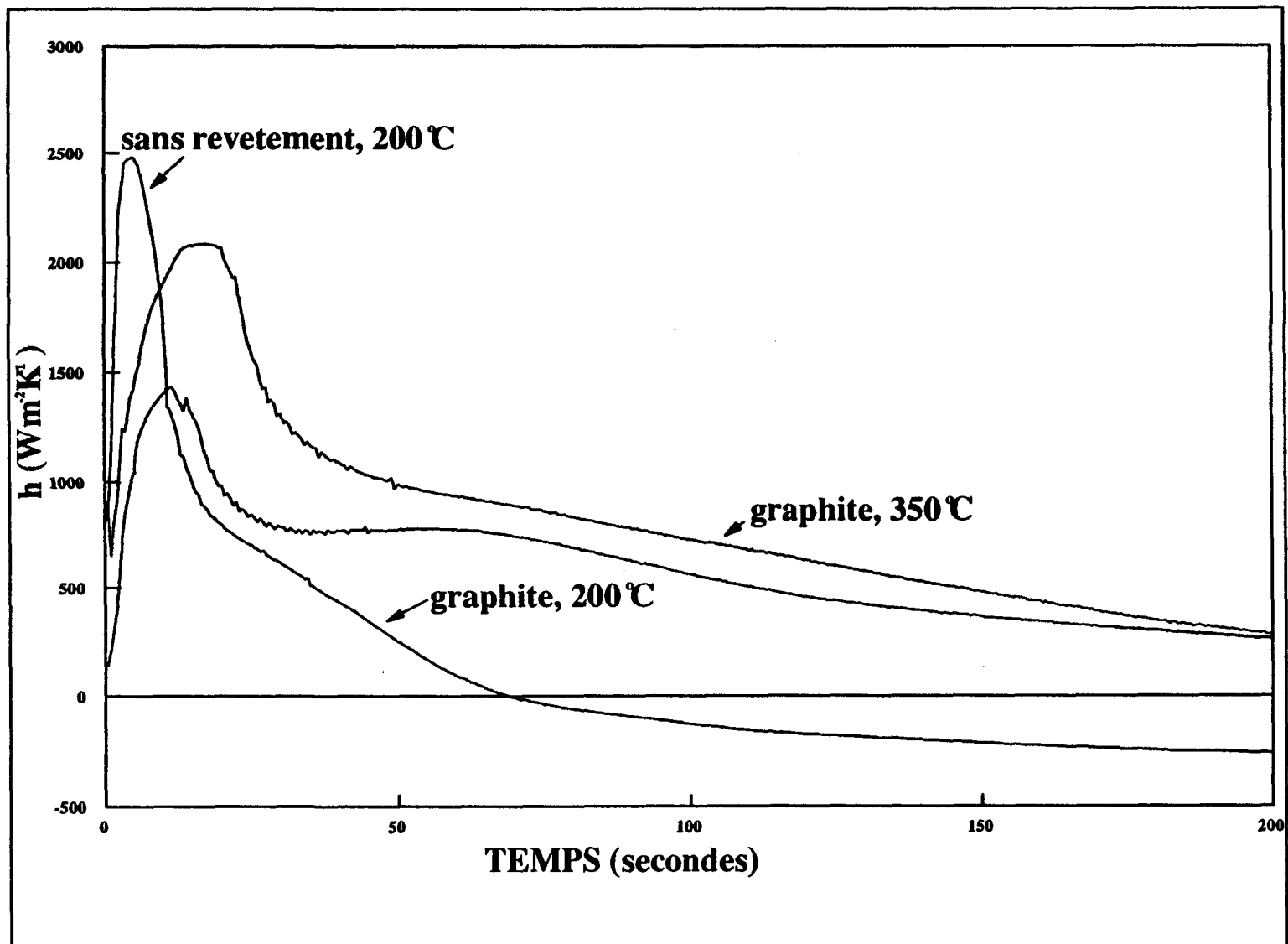


Figure 42: coefficient de transfert (aluminium pur, interface conductrice)

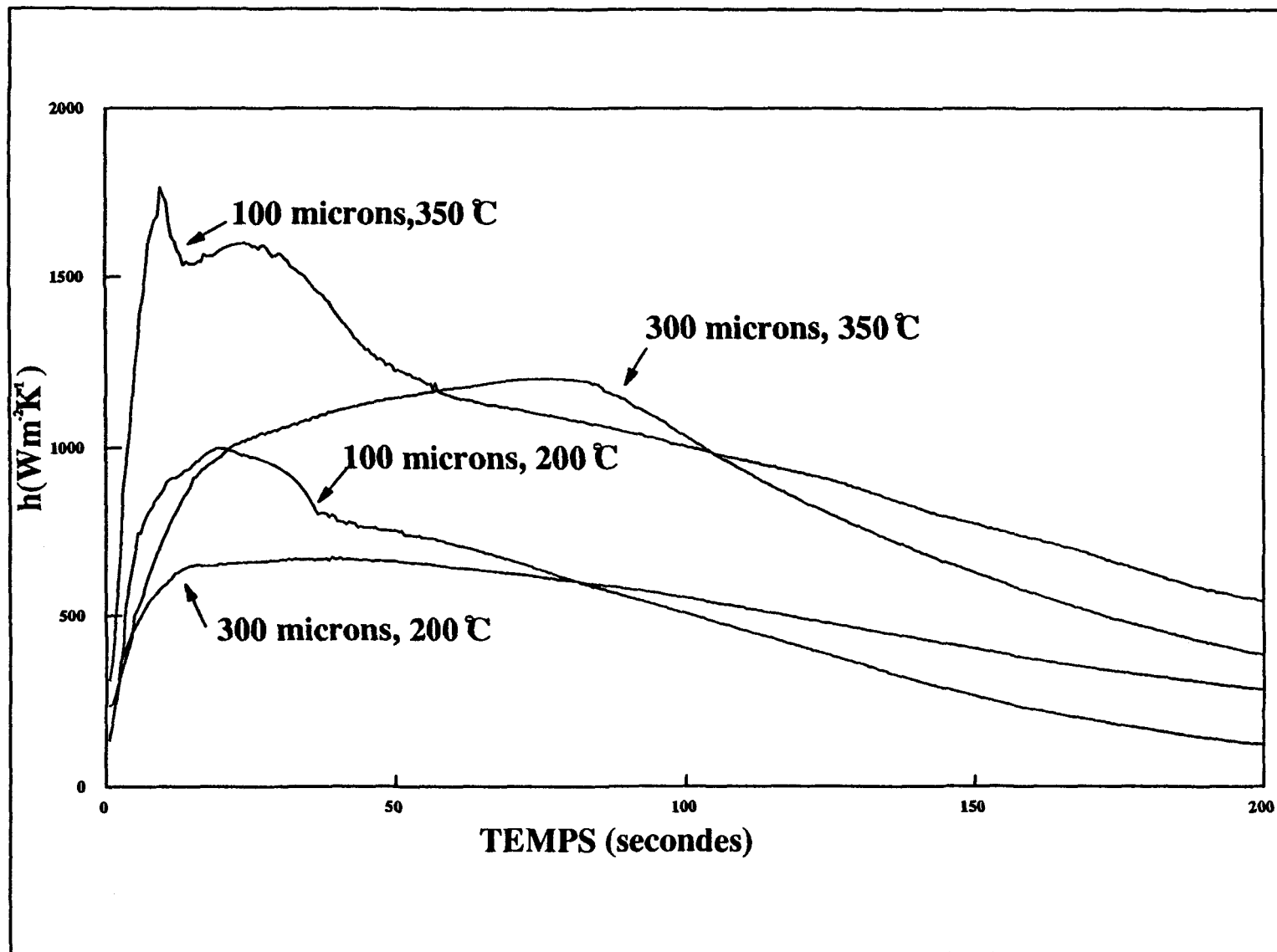


Figure 43: coefficient de transfert (aluminium pur, revêtement vermiculite).

fonction du temps. Il s'agit d'un refroidissement lent. on constate des irrégularités dans les courbes, probablement dues à la mesure.

Les valeurs de h_{\max} les plus élevées correspondent à un moule à 350 °C et des épaisseurs de revêtement de 100 μm (AV135-2#41) et 300 μm (AV335-2#42). Les valeurs pour les moules à 200 °C sont moins élevées. De même, remarquons que les rapports entre les valeurs obtenues dans les deux expériences avec un moule à 200°C (AV120-3#24 et AV320-2#42) et celui dans les deux expériences avec un moule à 350°C (AV135-2#41 et AV335-2#42) sont du même ordre de grandeur (respectivement 1,49 et 1,46).

c. Revêtement à base de zircon et à base de mica

Les valeurs de h_{\max} sont bien marquées et correspondent à des temps inférieurs à 30 secondes (figure 44). Le mica (AM120-1#42) donne le h_{\max} le plus élevé. Dans le cas du revêtement à base de zircon, c'est pour l'expérience avec un moule revêtu de 100 μm de zircon à 200°C (AZ120-2#42) qu'on retrouve le h_{\max} le plus grand, viennent ensuite les autres expériences avec un moule revêtu de zircon (AZ135-1#42 et AZ320-1#42).

5.2.2. Alliage monophasique: l'alliage eutectique.

a. Sans revêtement

Le coefficient de transfert de chaleur de l'expérience sans revêtement

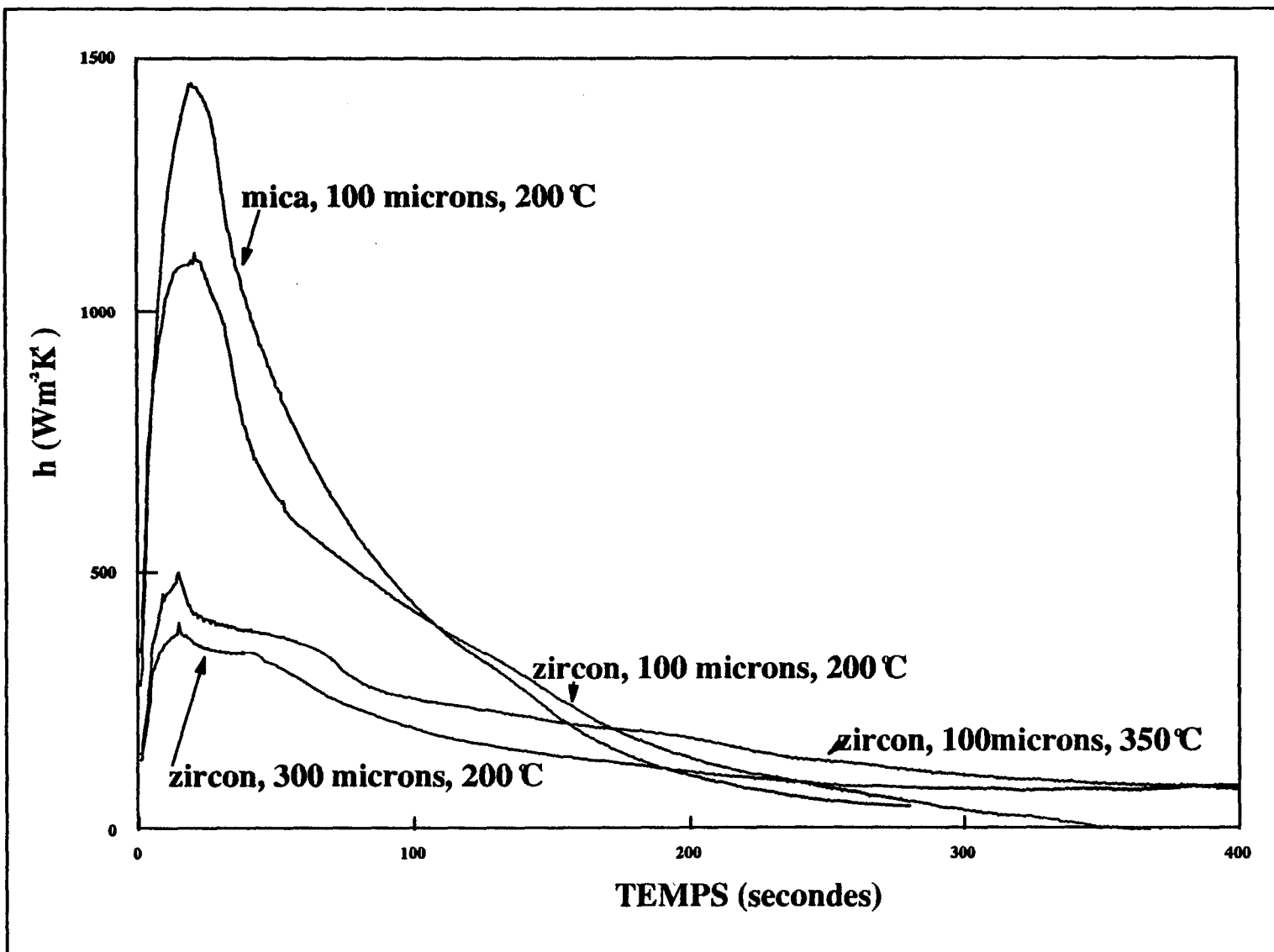


Figure 44: coefficient de transfert (aluminium pur, revêtement à base de zircon et à base de mica).

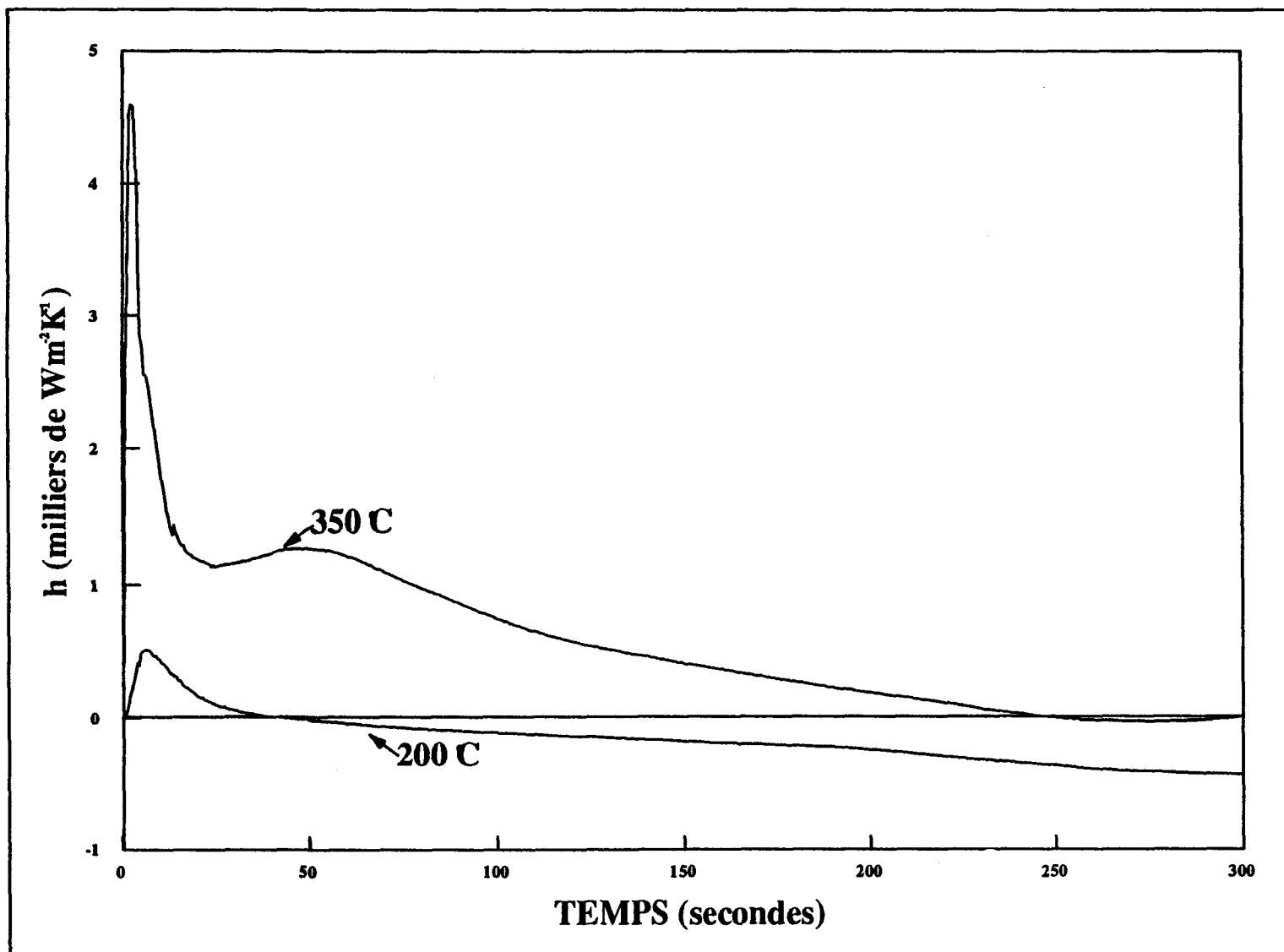


Figure 45: coefficient de transfert (alliage eutectique, sans revêtement).

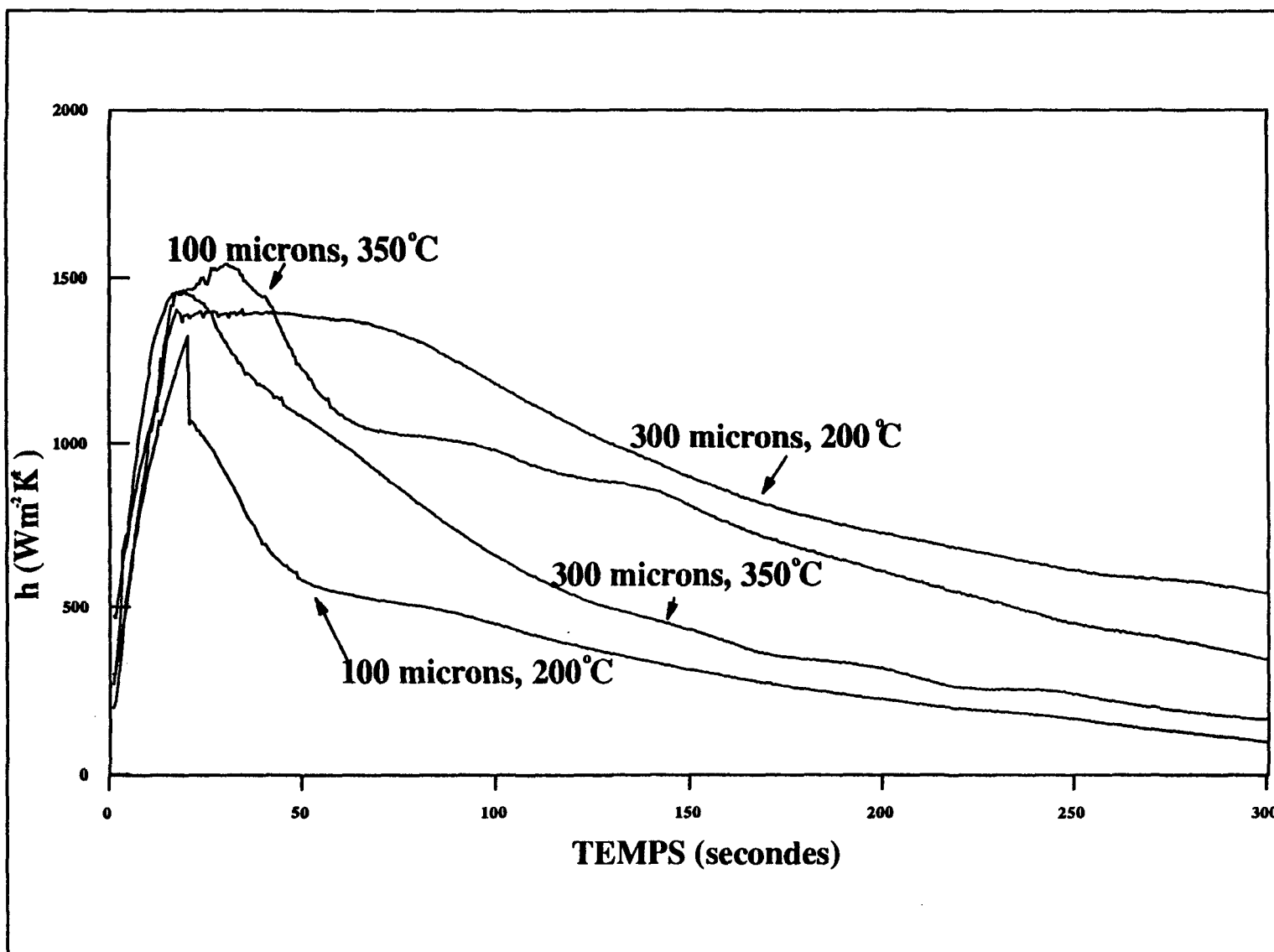


Figure 46: coefficient de transfert (alliage eutectique, revêtement à base de vermiculite).

dans un moule à 200°C (ES020-1#66) monte rapidement à son maximum (figure 45) puis redescend en dessous de zéro vers 40 secondes. Dans le cas de l'expérience dans un moule à 350°C (ES035-1#41), la montée est très rapide, la valeur maximale très haute ($4590 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$). La redescente est aussi drastique, puis on remarque un palier ou un point d'inflexion de la courbe qui finalement diminue assez lentement pour passer sous zéro vers 250 secondes. Il faut remarquer que l'expérience dont le moule est à 350 °C montre un h_{max} très supérieur à celle où le moule est à 200 °C. Cependant, les valeurs de la courbe pour un moule à 200°C (ES020-1#66) sont très basses. Il semble que, lors de l'expérience, les thermocouples n'ont pas enregistré la première partie de la courbe: nous sommes dans un cas où la vitesse d'échanges est si élevée que la courbe de h arrive à son point maximal pendant le remplissage. L'inertie thermique des thermocouples joue aussi probablement un rôle dans ce phénomène.

b. Revêtement à base de vermiculite

Pour l'expérience avec une épaisseur de revêtement de 100 μm dans un moule à 200°C (EV120-1#62), la courbe (figure 46) présente un sommet très marqué. Dans le cas des expériences avec un moule préchauffé à 350°C (EV135-1#42 et EV335-1#12), la courbe a une pointe moins prononcée, et pour l'expérience avec une épaisseur de revêtement de 300 μm dans un moule à

200°C (EV320-1#13), on a plutôt un plateau. Les valeurs maximales de h_{int} correspondent aux expériences où le moule est préchauffé à 350 °C. Les ordres de grandeur du rapport des valeurs de h obtenues dans les deux expériences avec une même épaisseur de revêtement, 100 et 300 μm , sont respectivement de 1,16 et 1,04 soit très proches (10% de différence).

5.2.3. Alliage à deux phases: l'alliage hypoeutectique

Pour calculer les valeurs de h , l'algorithme développé plus tôt dans les sections 1 et 2 de ce même chapitre est employé.

a. Sans revêtement et revêtement graphite

La courbe de l'expérience sans revêtement dans un moule à 200°C (HS020-1#62) présente une singularité au début , probablement due à une turbulence du métal (figure 47).

Les valeurs des coefficients directeurs de toutes les courbes (HS020-1#62 (calculé après l'irrégularité), HG020-1#66 et HG035-1#26), exception faite d'une expérience (HS035-1#61), sont très proches (dans un intervalle de 4% autour de la valeur moyenne). Ces valeurs de h_{max} sont très élevées par rapport à celles des expériences utilisant du revêtement à base de vermiculite.

b. Revêtement à base de vermiculite

La courbe pour un revêtement de 100 μm dans un moule à 200°C

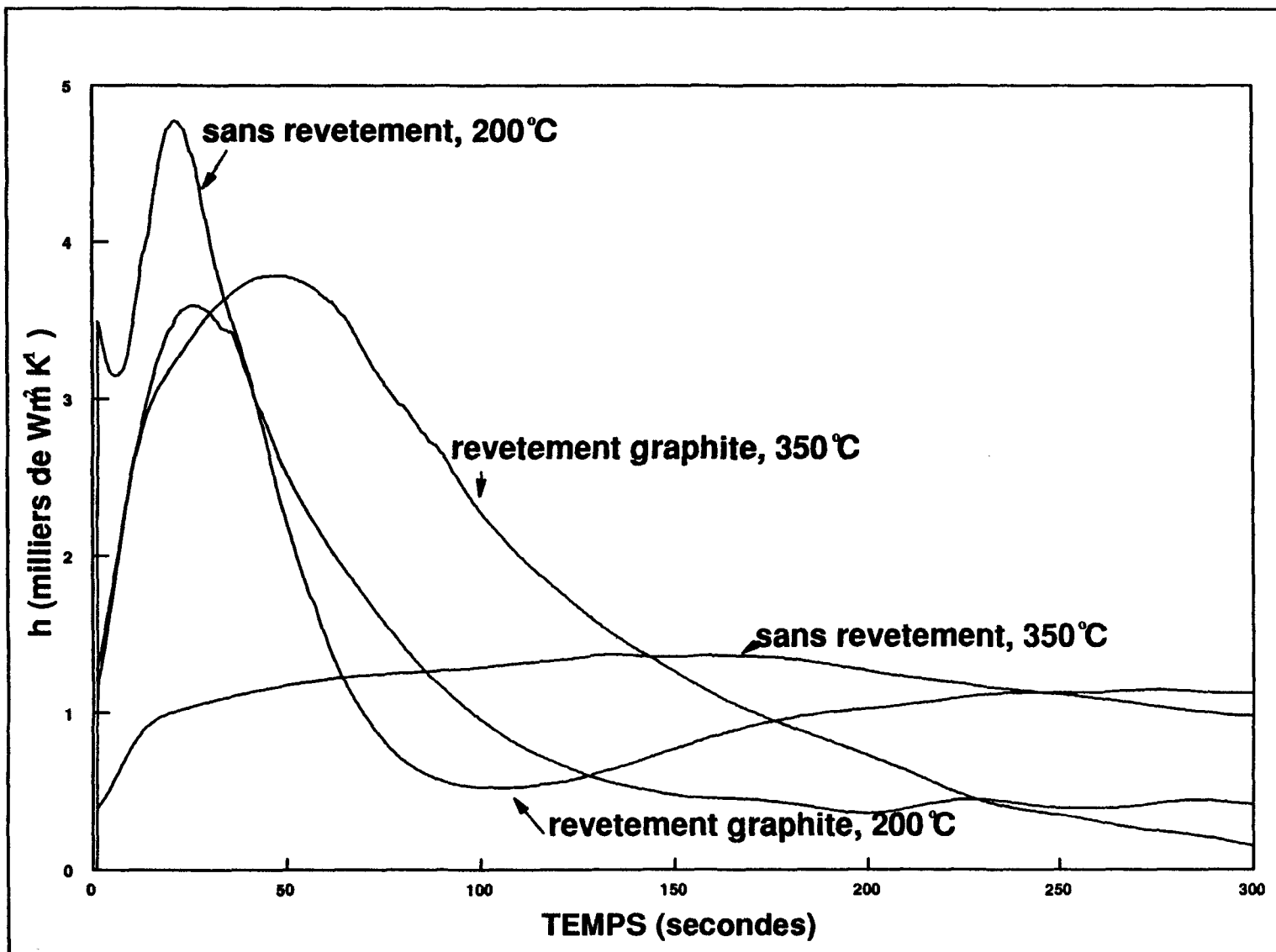


Figure 47: coefficient de transfert (alliage hypoeutectique, interface conductrice).

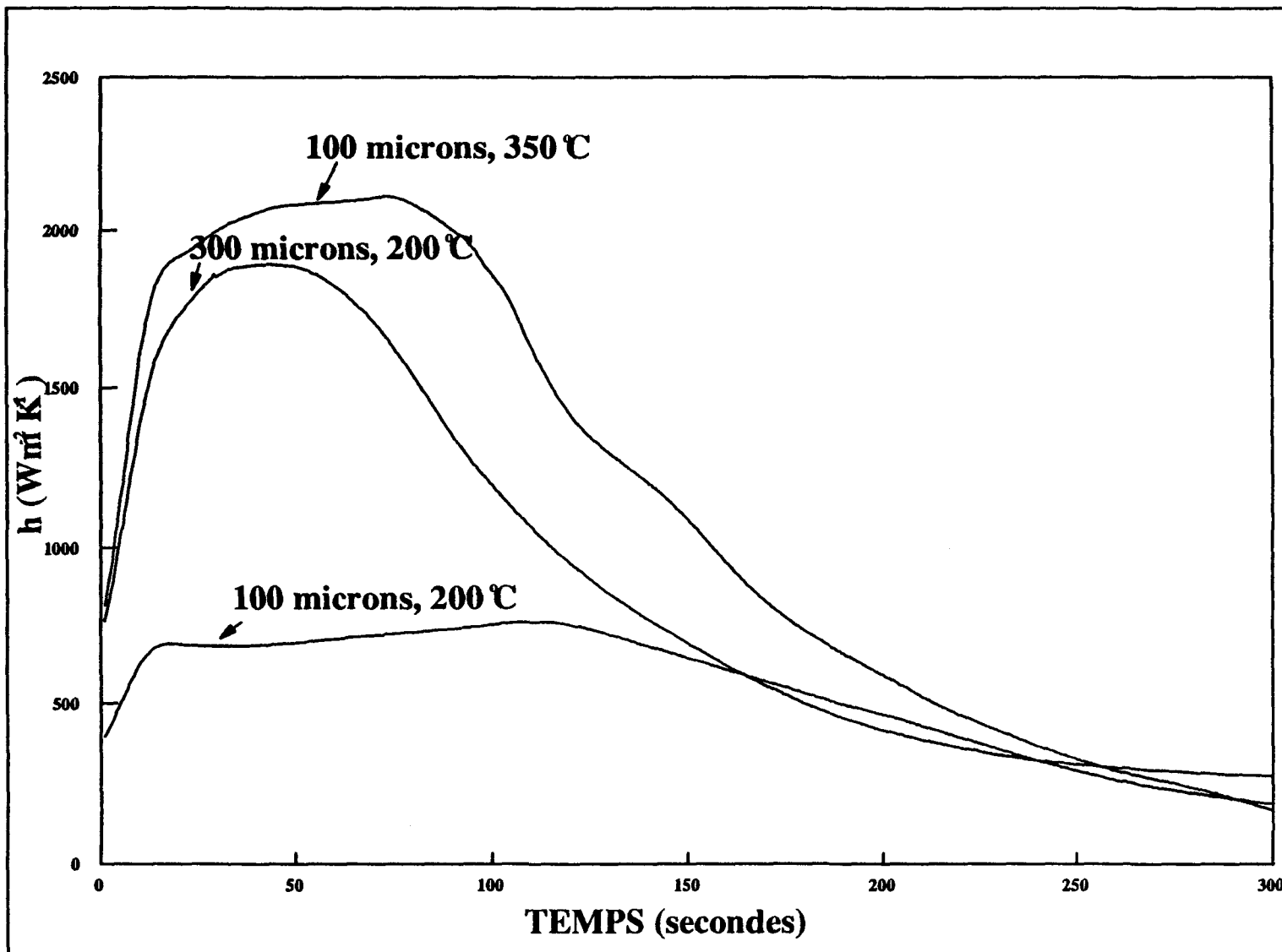


Figure 48: coefficient de transfert (alliage hypoeutectique, revêtement vermiculite).

présente un profil particulièrement aplati (figure 48). Il semble que les valeurs expérimentales soient erronées, cela peut provenir d'un croisement des fils des thermocouples avant la pointe utile, ce qui donne une température trop basse. Cependant, les valeurs de chaque côté du plateau semblent logiques. Il en sera tenu compte lors de l'analyse des résultats.

5.3. Étude des valeurs maximales

Les valeurs de h_{\max} sont regroupées par type de revêtement.

Tableau 21: h_{\max} pour un moule sans revêtement

Matériau\Température	200°C	350°C
Aluminium pur	2540	-
Alliage hypoeutectique	4773	1367
Alliage eutectique	510	4590

Tableau 22: h_{\max} pour un moule avec un revêtement graphite

Matériau\Température	200°C	350°C
Aluminium pur	1442	2075
Alliage hypoeutectique	3583	3780
Alliage eutectique	-	-

Tableau 23: h_{\max} pour un moule avec revêtement vermiculite de 100 μm

Matériau\Température	200°C	350°C
Aluminium pur	1002	1765
Alliage hypoeutectique	773,8	2135
Alliage eutectique	1325	1405

Tableau 24: h_{\max} pour un moule avec un revêtement vermiculite de 300 μm

Matériau\Température	200°C	2350°C
Aluminium pur	675	1193
Alliage hypoeutectique	1890	-
Alliage eutectique	1540	1457

Tableau 25: h_{\max} pour un moule avec des revêtement de zircon (100 μm et 300 μm) et de mica (100 μm), aluminium pur

Revêtement\Température	200°C	350°C
mica, 100 μm	1450	-
zircon, 100 μm	1290	498
zircon, 300 μm	404	-

D'après les valeurs compilées précédemment, on constate que

- Le coefficient maximal de transfert de chaleur est supérieur pour l'alliage hypoeutectique dans cinq cas sur six.
- Dans sept cas sur dix, la valeur de h_{\max} est plus élevée pour un moule

à 350 °C que pour un moule à 200°C. Dans un cas, la différence est peu marquée (8%) et dans deux cas, elle est très nettement inférieure. On peut concevoir que les échanges de chaleur soient améliorés par un moule chaud: un moule à basse température favorise la solidification superficielle à l'interface. Si le métal décolle rapidement de la surface, les échanges peuvent être diminués de façon drastique par la couche d'air très isolante ainsi créée.

- Deux courbes de $h(t)$ deviennent négatives rapidement, il s'agit des courbes pour un moule sans revêtement et à une température de préchauffage de 200°C (une autre expérience a été réalisée dans les mêmes conditions avec un autre alliage et le phénomène ne s'est pas manifesté). On peut concevoir que lorsque le moule et le métal sont sensiblement à la même température et qu'ils entament leur refroidissement commun, on obtienne des valeurs de h_{int} inférieures à zéro ou nulles, soit à cause de l'intervalle d'erreur des thermocouples, soit à cause des précisions de calcul. Dans ces deux cas, c'est après un temps aux environs de 50 secondes que cela se produit. Mais comme il s'agit des expériences avec les conditions de refroidissement les plus favorables, on peut être amené à penser que l'écart entre les températures du moule et du métal est suffisamment faible pour causer ces erreurs.

- Une expérience avec un moule sans revêtement présente un h_{max} supérieur à toutes les autres expériences comparables dans quatre cas sur

cinq. Les échanges sont favorisés par la nature conductrice de l'interface: c'est le cas le plus favorable pour les échanges thermiques rapides.

- Un moule revêtu de graphite présente un h_{\max} supérieur à celui de toutes autres expériences (exception faite d'un moule sans revêtement). Là encore les échanges thermiques sont favorisés.

- Pour l'aluminium pur, un revêtement à base de vermiculite d'épaisseur $100\ \mu\text{m}$ présente un h_{\max} supérieur à celui pour une épaisseur de $300\ \mu\text{m}$. Pour l'alliage hypoeutectique, malgré le peu de valeurs, il apparaît le phénomène contraire. Pour l'alliage eutectique, les valeurs de h_{\max} pour une épaisseur de $300\ \mu\text{m}$ sont légèrement supérieures à celles pour une épaisseur de $100\ \mu\text{m}$.

- D'après l'observation des valeurs, et ce malgré leur nombre peu élevé, le mica semble présenter un coefficient de transfert de chaleur maximal supérieur à celui correspondant à un moule revêtu de zircon, lui même supérieur à un moule revêtu de vermiculite, pour des conditions expérimentales identiques.

5.4. Étude des valeurs du coefficient directeur

Nous comparons les valeurs du coefficient directeur obtenues pour les différents matériaux utilisés. Elles sont regroupées par type de revêtement identiques.

Tableau 26: Coefficient directeur pour un moule sans revêtement.

Matériau\Température	200°C	350°C
Aluminium pur	1820	-
Alliage hypoeutectique	145,8	43,6
Alliage eutectique	107	1678

Tableau 27: Coefficient directeur pour un moule avec revêtement graphite.

Matériau\Température	200°C	350°C
Aluminium pur	129	174
Alliage hypoeutectique	143,7	135,3
Alliage eutectique	-	-

Tableau 28: Coefficient directeur pour un moule avec revêtement vermiculite 100µm.

Matériau\Température	200°C	350°C
Aluminium pur	76,9	180,8
Alliage hypoeutectique	36,5	144,8
Alliage eutectique	71,2	55

**Tableau 29: Coefficient directeur pour un moule avec revêtement
vermiculite 300 μ m**

Matériau\Température	200°C	2350°C
Aluminium pur	28,6	11,9
Alliage hypoeutectique	66,6	-
Alliage eutectique	75,9	55,2

**Tableau 30: Coefficient directeur pour un moule avec des revêtements de
zircon (100 μ m et 300 μ m) et de mica (100 μ m), aluminium pur.**

Revêtement\Température	200°C	350°C
mica, 100μm	62,2	-
zircon, 100μm	53,1	29,4
zircon, 300μm	22	-

L'examen des résultats montre que la valeur du coefficient directeur est maximale pour un moule avec des conditions conductrices à l'interface (sans revêtement et revêtement à base de graphite). Pour un moule avec un revêtement isolant (vermiculite, zircon et mica), le coefficient directeur est le plus faible. Pour les conditions conductrices de la chaleur, c'est l'expérience sans revêtement qui présente le plus fort coefficient directeur. Pour les conditions isolantes, c'est l'expérience avec un revêtement vermiculite 100 μ m, ensuite on a l'expérience avec un revêtement vermiculite 300 μ m, puis celle

avec un revêtement mica et enfin celle avec un revêtement zircon. Cette valeur est le reflet de ce qui se passe avant et un peu pendant la solidification. Le métal n'est pas encore décollé de la surface du moule et est probablement encore liquide. C'est à ce moment que ressort le plus l'influence du revêtement, alors que, d'après les résultats, la température du moule ne semble pas avoir de rôle prononcé.

CHAPITRE 5
CONCLUSIONS

CONCLUSIONS

Nos essais ont permis d'utiliser et de tester une méthode de calcul du coefficient de transfert de chaleur à l'interface moule/métal dans le cas des alliages Al-Si. Le calcul de la fraction liquide et de l'enthalpie dans la zone pâteuse d'un alliage à large intervalle de solidification a été développée à l'aide de la règle des segments inverses.

Les résultats des expériences permettent de présenter une revue du coefficient h_{int} pour diverses conditions expérimentales. Pour une même température du moule, le coefficient de transfert de chaleur maximal est le plus élevé pour un moule sans revêtement. Pour le cas du moule avec un revêtement, le coefficient de transfert de chaleur est plus élevé pour le cas du revêtement conducteur (graphite) que non conducteur ou isolant. Les revêtements à base de zircon et de mica sont plus isolants que celui à base de vermiculite.

Le coefficient directeur de la montée de la courbe du coefficient de transfert de chaleur n'est pas influencé par la température du moule, c'est seulement le revêtement qui est le paramètre principal. L'influence de la température de préchauffage du moule n'est constatée que sur la valeur de h_{max} . Lors du remplissage, si la différence de température entre le moule et le métal est grande, les échanges moule/métal vont être très élevés, cela se constate sur la valeur du coefficient directeur de la pente de la montée de $h(T)$,

mais le retrait linéaire accompagnant la solidification décolle le métal de la paroi du moule, créant ainsi une pellicule d'air très isolante. Si la différence de température entre le moule et le métal est moindre, la vitesse d'échange sera moins rapide mais cette phase durera plus longtemps. Cela explique la valeur de h_{\max} plus élevée. Il peut être aussi intéressant de mesurer les paramètres thermiques d'un métal solidifié très rapidement et ceux d'un métal ayant subi un refroidissement moins rapide. En effet, l'augmentation du nombre d'éléments de la structure (grains, dendrites...) entraîne l'augmentation des surfaces d'échange entre elles (joints de grains, surfaces communes). De plus c'est dans ces parties intermédiaires que le métal rejette ses impuretés (ségrégation).

Lors de l'examen macrographique des éprouvettes, on constate que la partie la plus sensible à la vitesse de refroidissement est le bord. Pour une expérience avec un moule sans revêtement, la périphérie de l'éprouvette comporte des défauts causés par un refroidissement très rapide. Pour une expérience avec une interface avec un revêtement, c'est pour le cas du graphite que le grain est plus fin au bord. Les expériences avec un revêtement isolant présentent un grain plus grossier. Le refroidissement est donc rapide au début de l'expérience (le bord se solidifie) puis ralenti, la dernière partie solidifiée étant le centre, caractérisé par sa structure plus grossière.

L'étude du revêtement permet d'affirmer que le préchauffage du moule n'a pas d'influence sur la morphologie du revêtement. Il est aussi bon de rappeler que l'épaisseur de revêtement joue peu ou pas sur l'état de surface.

Il serait intéressant de réaliser une étude permettant de caractériser la valeur de h_{int} en fonction de la température de préchauffage du moule. Il peut être aussi judicieux de mettre au point une méthode de remplissage du moule sans perturbations , et ce sans créer de flux de chaleur autre que celui considéré, ni de ralentir le remplissage.

BIBLIOGRAPHIE

BIBLIOGRAPHIE

- 1 R.D. Pehlke, "Heat Flow Analyses for Solidification and Cooling State of the Art", Modeling of Casting and Welding Processes IV, Mineral & Material Society, 1988, pp.3 à 13.**
- 2 L. E. Smiley, "Use of a Personnel Computer to Predict Casting Heat Flow and Solidification", AFS Transactions, vol. 96, 1998, pp. 689 à 696.**
- 3 R. D. Pehlke, "Computer Simulation of Solidification", American Foundrymen's Society, Des Plaines, Illinois, 1976.**
- 4 J. T. Berry, "The Role of the Mold-Metal Interface in Net-Shape Aluminum Casting", Casting of Net-Shape Products, édité par Y. Sahai, J.E. Battles, R.S. Carbonara et C.E. Modbley, The Metallurgical Society, 1988, pp. 41 à 50.**
- 5 G. Fortin, Memoire de maîtrise présenté à l'UQAC 1992.**
- 6 Aluminum: Properties and Physical Metallurgy, J. E. Hatch (éditeur), ASM, Ohio, U.S.A., 1984.**
- 7 D. M. Stefanescu, G. Upadhya et D. Bandyopadhyay, "Heat Transfer -Solidification Kinetics Modeling of solidification of Castings", Metallurgical Transactions A, vol 21A, 1990, pp. 997 à 1005.**

- 8 K. G. Upadhyaya, D. M. Stefanescu, K. Lieu et D. P. Yeager, "Computer-Aided Cooling Curve Analysis: Principles and Application in Metal Casting", AFS Transactions, vol 97, 1989, pp. 61 à 66.
- 9 B. Chalmers, Principles of Solidification, John Wiley & sons, London, U.K., 1964, pp. 91 à 99 et pp. 62 à 67.
- 10 J. Liu, Y. Zhou et B. Shang, "Lamellar Eutectic Stable Growth-I. Modeling", Acta Metall. Mater., vol 38, 1990, pp. 1625 à 1630.
- 11 Physical Metallurgy, R. W. Cahn (éditeur), North-Holland Publishing Company, Amsterdam, 1965, pp. 385 à 391.
- 12 R. E. Reed-Hill, Physical Metallurgy Principles, D. Van Nostrand Company, New York, U.S.A., 1966, pp. 367 à 399.
- 13 M. C. Flemings, Solidification Processing, Mc Graw-Hill, New York, U.S.A., 1974, pp. 166 à 241.
- 14 J. Gruzlesky et B.M. Closset, The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys, American Foundrymen's Society, Des Plaines, Illinois, U.S.A., 1990.
- 15 W. Kurz et D. J. Fisher, Acta Metall., vol 28, 1980, pp.777.
- 16 A. Zuzanak, "Contribution to the Metal Mold Interfacial Heat Transfer", Metallurgical Trans. B, vol. 22B, 1991, pp. 729.
- 17 T. X. Hou et R. D. Pehlke, "Determination of Mold-Metal Interfacial Heat Transfer and Simulation of Solidification of an Aluminum-13% Silicon

- Casting", AFS Transactions, vol 96, 1988, pp. 129 à 136.
- 18 T. Z. Kattamis et al, Trans. TMS-AIME, vol 239, 1967, pp. 1504.
 - 19 E. Gozlan et M. Bamberger, "Heat Flow and Solidification in a Metal Mould", Z. Metallkunde, vol 78, 1987, pp. 677 à 682.
 - 20 N. A. El-Mahallawy et A. M. Assar, "Effect of Melt Superheat on Heat Transfer Coefficient for Aluminum Solidifying Against Copper Chill", J. of Material Science, Vol. 26, 1991, pp. 1729 à 1733.
 - 21 M. Bamberger, B. Z. Weiss et M.M. Stupel, "Heat Flow and Dendritic Arm Spacing in Chill-Cast Al-Si Alloys", Materials Science and Technology, vol 3, 1987, pp. 49 à 56.
 - 22 D. M. Stefanescu, G. Upadhyaya, D. Bandyopadhyay et I. G. Chen, "Modeling the Evolution of Equiaxed Microstructures in Castings", J. Of Metals, 1989, pp. 22 à 25.
 - 23 I. Dustin et W. Kurz, "Modeling of Cooling Curves and Microstructures During Equiaxed Dendritic Solidification", Z. Metallkunde, vol 77, 1986, pp. 265 à 273.
 - 24 A. Garcia et T. W. Clyne, "Assessment of a New Model for Heat Flow During Unidirectional Solidification of Metals", Int. J. Heat Mass Transfer, vol 23, 1980, pp. 773 à 781.
 - 25 Y. Ohtsuka, K. Mizuno et J. Yamada, "Application of a Computer Simulation System to Aluminum Permanent Mold Castings", AFS

- Transactions, vol 90, 1982, pp. 635 à 646.
- 26 F. Chiesa, "Measurment of the Thermal Conductance at the Mold/Métal Interface of Permanent Molds", AFS Transactins, vol 98, 1990, pp. 193 à 200.
 - 27 F. Chiesa, Rapport du projet FCAR 89AR0423, 1988-89.
 - 28 R.K. Collings et P.R.A. Andrew, CANMET, Summary Report no5, 1989.
 - 29 Y. Nishida, W. Droste et S. Engler, "The Air-Gap Formation Process at the Casting-Mold Interface and the Heat Transfer Mechanism through the Gap", Metallurgical Transactions B, vol 17B, 1986, pp. 833 à 844.
 - 30 K. Fisher, Fundamentals of Solidification, Trans. Tech. Publications, Michigan, U.S.A., 1986, pp. 142 à 151.
 - 31 C. Wei, P.N. Hansen et J.T. berry, "The q Method - A Compact Technique for Describing the Heat Flux Present at the Mould- Metal Interface in Solidification Problems", Metallurgical Transactions, vol 15B, 1984, pp. 91 à 99.
 - 32 M. J. Beffel, J. O. Wilkes et R. D. Pehlke, "Finite Element Simulation of Casting Processes, AFS Transactions, vol 94, 1986, pp. 757 à 764.
 - 33 K. Ho et R. D. Pehlke, "Mechanisms of Heat Transfer at a Metal-Mold Interface", AFS Transactions, vol 92, 1984, pp. 587 à 598.
 - 34 I. Minkoff, Solidification and Cast Structure, John Wiley & sons, London, U.K., 1986, pp. 84 à 94.

- 35 V. R. Voller et C. R. Swaminathan, "General Source-Based Method for Solidification Phase Change", Numerical Heat Transfer, Part B vol. 19, 1991, pp. 175 à 189.
- 36 D. Xu et Q. Li, "Numerical Method for Solution of Strongly Coupled Binary Alloy Solidification Problems", Numerical Heat Transfer, Part A vol. 20, 1991, pp. 181 à 201.
- 37 V. R. Voller , "Fast Implicit Finite-Difference Method for the Analysis of Phase Change Problems", Numerical Heat Transfer, Part B vol. 17, 1990, pp. 155 à 169.
- 38 L.F. Mondolfo, Aluminums Alloys: Structure and Properties, Butter Works, London, U.K., 1976.
- 39 K.R. Van Horn, Aluminum Physical Metallurgy and phase diagrams, ASM, Ohio, U.S.A., 1967.
- 40 Y.S.Touloukian et E.H. Buyco, Specific Heat, Metallic Elements and Alloys, IFI/Plenum, New York-Washington, 1970.
- 41 Y.S. Touloukian, P.G. Klemens, R.W. Powell et C.Y. Ho, Thermal Conductivity, Metallic Elements and Alloys, IFI/Plenum, New York-Washington, 1970.
- 42 K. Ho et R. D. Pehlke, Metal-Mold Interfacial Heat Transfer, Metallurgical Transactions B, vol 16B, 1985, pp. 585 à 590.
- 43 D. Morvan, Cours ESF de Thermique, 1991.