



**HAL**  
open science

# Modélisation, Simulation et Expérimentation de la formation des défauts volumiques lors du moulage sous pression des alliages de Zinc

Zahra Jalouli

► **To cite this version:**

Zahra Jalouli. Modélisation, Simulation et Expérimentation de la formation des défauts volumiques lors du moulage sous pression des alliages de Zinc. Autre. HESAM Université, 2020. Français. NNT : 2020HESAE066 . tel-03370029

**HAL Id: tel-03370029**

**<https://theses.hal.science/tel-03370029>**

Submitted on 7 Oct 2021

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

**ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES DES MÉTIERS DE L'INGÉNIEUR**  
[Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédé et InnovAtion – Arts et  
Métiers - Campus de Angers]

# THÈSE

présentée par : **Zahra JALOULI**

soutenance le : **15 décembre 2020**

pour obtenir le grade de : **Docteur d'HESAM Université**

préparée à : **École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers**

Spécialité : « **Mécanique - Matériaux** »

## **Modélisation, Simulation et Expérimentation de la formation des porosités pour les alliages Zn-Al**

**THÈSE dirigée par : Amine AMMAR**

**et co-encadrée par : Aude CAILLAUD**

### **Jury**

**M. Zoubeir LAFHAJ,**  
**M. Guillaume RACINEUX,**  
**M. Lazhar BENYAHIA,**  
**Mme. Aude CAILLAUD,**  
**M. Amine AMMAR,**  
**M. Julien ARTOZOUL,**  
**M. Ahmed EL-ABIDI,**  
**M. Ahmed FETTAH,**

Professeur des universités, LAM3, Ecole centrale Lille  
Professeur, GeM, Ecole centrale de Nantes  
Professeur, IMMM, Le Mans université  
Professeur agrégée, LAMPA, ENSAM Angers  
Professeur des universités, LAMPA, ENSAM Angers  
Maître agrégé, LAMPA, ENSAM Angers  
Correspondant industriel, U-SHIN France  
Correspondant industriel, U-SHIN France

Président  
Rapporteur  
Rapporteur  
Examinatrice  
Examineur  
Examineur  
Invité  
Invité



# Remerciements

Je tiens tout d'abord à remercier l'ensemble du jury pour leur présence et participation à la soutenance de cette thèse. J'étais honoré d'avoir Monsieur Zoubeir LAFHAJ en tant que président de ce jury et je tiens à le remercier profondément pour ses commentaires constructifs. Je remercie par ailleurs Monsieur Guillaume RACINEUX et Monsieur Lazhar BENYAHIA pour avoir assuré la charge de rapporteur de mon travail, pour le temps qu'ils ont consacré pour la lecture de cette thèse, et pour les suggestions et les remarques judicieuses qu'ils m'ont remonté.

J'adresse mes sincères remerciements également à Messieurs Julien ARTOZOU, Ahmed EL-ABIDI et Ahmed FETTAH pour leurs présences et remarques lors de la soutenance de cette thèse.

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à mon directeur de thèse Monsieur Amine AMMAR, Professeur aux Arts et Métiers d'Angers qui m'a donnée la chance de réaliser ces travaux. Je retiens ses conseils avisés et la disponibilité constante dont il a fait preuve.

Je suis également extrêmement reconnaissante envers Madame Aude CAILLAUD pour l'intérêt qu'elle a manifesté vis-à-vis de ces travaux de recherche. Je ne saurais oublier ses engagements remarquables ainsi que sa disposition naturelle à m'apporter conseils et assistance et bien évidemment ses encouragements sans cesse.

C'est avec chaleur et sincérité que je salue les membres de l'équipe Fonderie d'U-SHIN Nevers qui ont participé de près ou de loin à la réalisation de mes essais. Je voudrais également remercier toutes les personnes que j'ai rencontré au laboratoire LAMPA à Angers avec lesquelles j'ai partagé et pu mener à bien mes travaux de thèse.

J'aimerais également en profiter pour remercier mes parents et mon frère qui ont toujours cru en moi et qui m'ont encouragé tout au long de mes études supérieures. Ces mêmes remerciements vont également à mon mari Bilel qui

m'a énormément supporté au quotidien pendant toute la période de la thèse ainsi que toute sa famille.

Pour terminer, mes plus vifs remerciements vont aux personnes qui ont contribué au bon déroulement et à l'aboutissement de cette thèse de près ou de loin.

# Table des matières

<b>1</b>	<b>Introduction</b>	<b>13</b>
1.1	Contexte industriel . . . . .	13
1.2	Problématique . . . . .	14
1.3	Méthodologie générale . . . . .	14
<b>2</b>	<b>Étude bibliographique</b>	<b>16</b>
2.1	Introduction . . . . .	17
2.2	Les alliages de Zinc de fonderie sous pression . . . . .	17
2.2.1	Historique . . . . .	17
2.2.2	Composition chimique et influence des éléments d'ad- dition du Zamak 5 . . . . .	18
2.2.3	Microstructure des alliages Zn-Al . . . . .	20
2.3	La fonderie sous pression . . . . .	23
2.3.1	Descriptif du procédé . . . . .	23
2.3.2	Les défauts associés au brut de fonderie . . . . .	26
2.3.3	Influence des paramètres opératoires sur la qualité des pièces injectées sous pression . . . . .	30
2.4	Les modèles numériques de formation des retassures . . . . .	37
2.4.1	Le modèles standard de porosité . . . . .	37
2.4.2	Modèle prédictif de la formation des microporosités . . . . .	39
2.4.3	Modèles de critère . . . . .	41
2.4.4	Autres modèles . . . . .	42
2.5	Formalisme du champ de phase . . . . .	42
2.5.1	Le paramètre d'ordre . . . . .	43
2.5.2	Les équations cinétiques du champ de phase . . . . .	43
2.5.3	Formulation non-dimensionnelle . . . . .	44
2.6	Conclusion . . . . .	44

---

<b>3</b>	<b>Essais expérimentaux</b>	<b>45</b>
3.1	Introduction	45
3.1.1	Caractérisation de l'alliage utilisé par U-SHIN (Zamak 5)	46
3.1.2	Typologie des porosités formées	47
3.2	Essais injection sous pression : Méthodologie de travail	49
3.2.1	Problématique de l'étude	49
3.2.2	Objectifs de l'étude	49
3.2.3	Démarche de résolution	49
3.3	Protocole expérimental et analyse des résultats	50
3.3.1	Dispositif expérimental	50
3.3.2	Les facteurs d'étude	54
3.3.3	Plans d'essais	55
3.3.4	Réponses étudiées	62
3.3.5	Analyse du taux de porosité	67
3.4	Conclusion	85
<b>4</b>	<b>Modélisation de la formation des retassures par la méthode champ de phase</b>	<b>87</b>
4.1	Introduction	88
4.2	Modèle du champ de phase	88
4.2.1	L'énergie libre du système	88
4.2.2	La cinétique des équations des défauts de volume	90
4.2.3	Le système d'équations couplées	93
4.2.4	les équations non-dimensionnelles	95
4.3	Résolution numérique	97
4.3.1	La discrétisation temporelle	100
4.4	Analyse de l'influence des paramètres non dimensionnels	102
4.5	Un exemple de confrontation expérimental	109
4.6	Conclusion	113
<b>5</b>	<b>Conclusion générale et perspectives</b>	<b>115</b>
<b>6</b>	<b>Annexes</b>	<b>117</b>
6.1	Annexe 1 : Les paramètres les plus influents en fonderie sous pression	118
6.2	Annexe 2 : Méthodologie des plans d'expériences	119
6.3	Annexe 3 : Traitement d'image "ImageJ"	122

---

6.4 Annexe 4 : Identification du coefficient d'échange thermique	126
<b>Références</b>	<b>132</b>



# Table des figures

## 2 Étude bibliographique

2.1	Variation du pourcentage volumique de porosité en fonction de la teneur en Cu (cas de l'alliage <i>Al-Si-Mg</i> ) [SHABESTARI et MOEMENI (2004)] . . . . .	20
2.2	Diagramme d'équilibre binaire Al-Zn [POLA et al. (2020)] . . . . .	21
2.3	(a) Microstructure du Zamak 5; (b) Analyse MEB-SDE [POLA et al. (2020)] . . . . .	23
2.4	Machine à chambre chaude [BUTLER (2008)] . . . . .	24
2.5	Evolution de la vitesse et de la pression pendant un cycle d'injection [R. ADAMANE et al. (2015)] . . . . .	25
2.6	Evolution de la solubilité de l'hydrogène en fonction température pour l'alliage d'Al [ROZOT (2005)] . . . . .	27
2.7	Micrographies MEB d'un emprisonnement d'air [IGNASZAK et HAJKOWSKI (2015)] . . . . .	28
2.8	Répartition de formation des porosités gazeuses [ROZOT (2005)] . . . . .	28
2.9	Différentes typologies de retrait [TAVAKOLI. (2010)] . . . . .	29
2.10	Micrographies MEB d'une retassure [IGNASZAK et HAJKOWSKI (2015)] . . . . .	30
2.11	Variation du pourcentage de porosité en fonction de la vitesse de remplissage [GUNASEGARAM et al. (2013)] [XU et al. (2017)] . . . . .	32
2.12	Influence de la pression de maintien sur le taux de porosités; (IP : Intensification Pressure) [R. ADAMANE et al. (2015)] . . . . .	33
2.13	Influence de la température d'injection sur le taux de porosités; [DOS SANTOS et al. (2015)] . . . . .	34
2.14	Les résultats de simulation de la vitesse d'écoulement et de l'emprisonnement d'air à différents moments de l'injection [ZHAO et al. (2009)] . . . . .	36

2.15	Propriétés de traction et porosité effectuées à différents endroits de l'éprouvette (L - figure 2.14-(c)) [ZHAO et al. (2009)]	36
2.16	Mécanisme de solidification [HUBER et al. (2020)]	38
2.17	Les scénarios de formation des poches de porosités [CH. PEQUET et RAPPAZ (2002)]	39
2.18	Schéma illustrant le critère de Niyama pour détecter la formation des retassures [CARLSON et BECKERMANN (2008)]	41
<b>3</b>	<b>Essais expérimentaux</b>	
3.1	Analyse thermique du Zamak 5	46
3.2	(a) Pièce tronçonnée (référence 1) moulée sous pression; (b) Observation au MEB	47
3.3	(a) Coupe transversale d'une pièce U-Shin (référence 2) qui présente des porosités; (b) Observation au MEB	48
3.4	(a) Micrographie d'un emprisonnement d'air; (b) Micrographie d'une retassure au MEB	48
3.5	Dessin de définition du cadran VW481	50
3.6	CAO de la grappe	51
3.7	(a) Demi moule mobile, (b) Zoom d'une empreinte	51
3.8	Positionnement du capteur de pression	52
3.9	Positionnement du thermocouple type J	52
3.10	Schéma explicatif pour la chaîne d'acquisition	53
3.11	test la chaîne d'acquisition	53
3.12	La presse Agrati	54
3.13	Définition des paramètres de "temps" réglables sur la presse Agrati	55
3.14	Illustration de l'effet de A (à gauche) et de l'interaction entre A et B (à droite) pour un plan à deux facteurs A (3 niveaux) et B (2 niveaux).	57
3.15	Calcul du PPCM	59
3.16	Balance de mesure des densités	62
3.17	(a) Pesée dans l'air (à gauche); (b) Pesée dans l'eau (à droite)	63
3.18	Définition des sections - Analyse de porosités locales	65
3.19	Dispositif de découpe	66
3.20	Affichage variables machines (série 43)	68
3.21	Outil calculatoire disponible sur la presse	69
3.22	Proposition de cycle.	70
3.23	Risque si le volume de l'empreinte est trop faible.	71

3.24	Effets sur le taux de porosité globale (série 5) . . . . .	72
3.25	Intéactions sur le taux de porosité globale (série 5) . . . . .	72
3.26	Modèle numérique du bloc empreinte . . . . .	73
3.27	Bloc empreinte . . . . .	74
3.28	Effets sur le % de porosité globale (séries 3/6) . . . . .	76
3.29	Intéactions sur le taux de porosité globale (séries 3/6) . . . . .	76
3.30	Effets sur le taux de porosité globale (série 6) . . . . .	78
3.31	Intéactions sur le taux de porosité globale (série 6) . . . . .	78
3.32	Effets sur le % de porosité globale (séries 1-3) . . . . .	80
3.33	Intéactions sur le taux de porosité globale (séries 1-3) . . . . .	81
3.34	Effets sur le % de porosité globale (séries 2-4) . . . . .	82
3.35	Intéactions sur le taux de porosité globale (séries 2-4) . . . . .	82
3.36	Visualisation des porosités dans le plan de coupe . . . . .	83
3.37	Visualisation des retassures dans le plan de coupe . . . . .	83
3.38	Calcul des surfaces (noire/blanche) . . . . .	84
<b>4</b>	<b>Modélisation de la formation des retassures par la méthode champ de phase</b>	
4.1	Évolution de l'état du système pendant la phase de refroidissement : Simulation effectuée pour $P = G = 10^6 ; D = 0 : 1$ . . . . .	105
4.2	Différentes répartitions des vides finaux selon les deux paramètres $P$ et $G$ avec $\epsilon = 0.035$ et $D = 1$ . . . . .	106
4.3	Différentes répartitions des vides finaux selon les deux paramètres $P$ et $G$ avec $\epsilon = 0.033$ et $D = 10$ . . . . .	107
4.4	Différentes répartitions des vides finaux selon les deux paramètres $P$ et $G$ avec $\epsilon = 0 : 033$ et $D = 1$ . . . . .	108
4.5	Conception de la pièce moulée et position des thermocouples. . . . .	109
4.6	Localisation des thermocouples dans le moule. . . . .	110
4.7	Plusieurs plans de coupe de la pièce. . . . .	110
4.8	Photos de certaines sections montrant la formation de macroretassures . . . . .	111
4.9	La vitesse du métal fondu pendant le temps non dimensionnel. . . . .	112
4.10	La température du métal fondu au cours du temps. . . . .	112
4.11	Évolution des paramètres d'ordre au cours du temps. . . . .	113
<b>6</b>	<b>Annexes</b>	
6.1	(en haut) avant binarisation, (en bas) après binarisation . . . . .	122
6.2	(en haut) avant binarisation, (en bas) après binarisation . . . . .	123
6.3	Définir l'échelle . . . . .	123

---

6.4	Après analyse des particules . . . . .	124
6.5	Sauvegarde les résultats . . . . .	124
6.6	(a) la valeur de circularité égale 0.65; (b) la valeur de circularité égale 0.7 . . . . .	125
6.7	Dessin d'ensemble du moule Tatur . . . . .	127
6.8	Mise en place des thermocouples . . . . .	127

# Liste des tableaux

<b>2</b>	<b>Étude bibliographique</b>	
2.1	Propriétés mécaniques d'alliages dédiés au moulage sous pression [APELIAN et al. (1981)] . . . . .	18
2.2	Composition chimique du Zamak 5 . . . . .	19
2.3	Transformation de l'alliage Zamak5 . . . . .	22
2.4	Classification des défauts de moulage sous pression et leur fréquence d'apparition [BONOLLO et al. (2015)] . . . . .	26
<b>3</b>	<b>Essais expérimentaux</b>	
3.1	Les paramètres fixes définis de l'étude . . . . .	55
3.2	Référencement des essais réalisés . . . . .	56
3.3	Définition des niveaux des facteurs pour la série 5 . . . . .	58
3.4	Définition des niveaux des facteurs pour les séries 3 et 6 . . . . .	60
3.5	Définition des niveaux des facteurs pour la série 6 . . . . .	61
3.6	Définition des niveaux des facteurs pour les séries 1-3 et 2-4 . . . . .	61
3.7	Étude répétabilité balance - résultats de pesée . . . . .	64
3.8	Taux de porosité global . . . . .	67
3.9	ANOVA associée à la réponse du taux de porosité globale (série 5) . . . . .	72
3.10	ANOVA associée à la réponse du taux de porosité globale (séries 3/6) . . . . .	75
3.11	ANOVA associée à la réponse de taux de porosité globale (série 6) . . . . .	78
3.12	ANOVA associée à la réponse du taux de porosité globale (séries 1-3) . . . . .	80
3.13	ANOVA associée à la réponse du taux de porosité globale (séries 2-4) . . . . .	81
3.14	La surface des porosités surfaciques . . . . .	84

---

3.15	Le taux de porosités surfaciques . . . . .	84
4	<b>Modélisation de la formation des retassures par la méthode champ de phase</b>	
6	<b>Annexes</b>	
6.1	:Tableau d'analyse de variance de screening [63] . . . . .	121

# Chapitre 1

## Introduction

### Contents

---

<b>1.1</b>	<b>Contexte industriel</b>	<b>13</b>
<b>1.2</b>	<b>Problématique</b>	<b>14</b>
<b>1.3</b>	<b>Méthodologie générale</b>	<b>14</b>

---

### 1.1 Contexte industriel

De nos jours, la compétitivité mondiale du secteur automobile devient de plus en plus importante. Pour cette raison, les entreprises industrielles continuent à innover et développer leurs produits, processus et méthodes afin de garder leur image de marque et accroître leur part du marché. En effet, chaque constructeur automobile exige une diversité de produits pour chaque modèle de véhicule. Donc, chaque entreprise essaye d'améliorer ses performances du cycle d'élaboration de ces produits, de la matière première jusqu'à la mise en vente aux clients, pour produire des pièces de bonne qualité avec un coût minimum.

Le travail présenté dans ce document s'inscrit dans le cadre de l'amélioration de la qualité des pièces automobiles en alliage Zinc - Aluminium moulées en fonderie sous pression. Ce procédé est une technologie de fonderie dédiée aux alliages non ferreux (Aluminium, Zinc, Magnésium, etc...) qui consiste à produire des pièces de précision aux géométries complexes. Ce protocole, le plus courant dans le secteur automobile, consiste à injecter sous forte pression le métal fondu dans une empreinte préalablement réalisée dans un moule

métallique.

Les applications des alliages de Zinc-Aluminium coulés en fonderie sous pression dans l'industrie automobile ont augmenté considérablement pendant les dernières décennies en raison de leurs excellentes propriétés mécaniques et de leurs avantages économiques par rapport à d'autres alliages, tels que le cuivre, le magnésium et l'aluminium. Les températures de fusion, relativement basses (entre 420 et 440°C), réduisent la consommation énergétique les besoins en énergie par rapport aux alliages de fonderie classiques (le zinc nécessite 130 kWh/tonne, 320 kWh/tonne pour le cuivre, 400 kWh/tonne pour l'aluminium et 500 kWh/tonne pour les fontes).

L'impact de ces propriétés mécaniques dépendent fortement des conditions opératoires du procédé. Par ailleurs, de nombreux défauts peuvent apparaître au cours du procédé de moulage des pièces et ces imperfections diminuent de manière significative les caractéristiques mécaniques.

## 1.2 Problématique

Aujourd'hui, l'entreprise U-Shin produit plus de 10 Tonnes par jours de pièces en alliage de Zinc (Zamak 5) dans l'usine de Fonderie à Nevers, qui est l'une des plus grandes fonderies d'Europe. Beaucoup de pièces moulées sous pression contiennent des défauts de porosité qui limitent leurs propriétés mécaniques et par conséquent engendrent des coûts importants de non-qualité.

Les porosités sont les principaux problème de qualité rencontrées dans les pièces moulées sous pression. Elles s'agissent d'un défaut invisible, se manifestent par des pores plus ou moins grands à l'intérieur de la pièce qui réduisent considérablement les propriétés mécaniques de la pièce et sa tenue en service.

## 1.3 Méthodologie générale

Le problème de la formation des porosités dans les alliages de fonderie continue à présenter un intérêt malgré les nombreux modèles de calcul proposés. Cela s'explique par la complexité de cette problématique multiphysique, qui implique une compréhension fine du mode de solidification de l'alliage, mais également des nombreux phénomènes physiques impliqués dans



le procédé d'injection sous pression.

De ce fait, le travail présenté s'inscrit dans le cadre de l'amélioration de la qualité des pièces moulées en fonderie sous pression dans le but d'étudier la formation des porosités pour le Zamak 5.

Les travaux de cette thèse sont scindés en plusieurs parties :

- La première partie, qui sera présentée dans le chapitre 2, fournit une brève analyse bibliographique. L'état de l'art des alliages Zn-Al et de la fonderie sous pression sont d'abord présentés, avec un intérêt particulier à la description des effets des paramètres procédé sur la formation des porosités. Ensuite, les stratégies des plans d'expériences pour étudier l'influence des paramètres sont exposées. Enfin, afin de valoriser le présent travail, certains modèles et outils de formation des retassures, qui ont été développés, sont discutés.
- La deuxième partie, qui sera présentée dans le chapitre 3, présente la campagne d'essais menées à la fonderie U-Shin de Nevers, en suivant un plan d'expérience. L'objectif consiste à étudier l'influence des paramètres procédé sur la formation des porosités formées dans des pièces moulées en sous pression. Les analyses expérimentales et numériques sont ensuite présentées.
- La dernière partie, qui sera présentée dans le chapitre 4, décrit la modélisation de la formation des retassures durant la phase de refroidissement par la méthode champ de phase. L'implémentation numérique est effectuée par la méthode des éléments finis en prenant en compte la cinématique induite par la séparation des phases (liquide/gaz), le changement de phase relatif à l'évolution des propriétés thermiques (viscosité et masse volumique) et les échanges thermiques...

# Chapitre 2

## Étude bibliographique

### Contents

---

<b>2.1</b>	<b>Introduction</b>	<b>17</b>
<b>2.2</b>	<b>Les alliages de Zinc de fonderie sous pression</b>	<b>17</b>
2.2.1	Historique	17
2.2.2	Composition chimique et influence des éléments d'addition du Zamak 5	18
2.2.3	Microstructure des alliages Zn-Al	20
<b>2.3</b>	<b>La fonderie sous pression</b>	<b>23</b>
2.3.1	Descriptif du procédé	23
2.3.2	Les défauts associés au brut de fonderie	26
2.3.3	Influence des paramètres opératoires sur la qualité des pièces injectées sous pression	30
<b>2.4</b>	<b>Les modèles numériques de formation des retassures</b>	<b>37</b>
2.4.1	Le modèles standard de porosité	37
2.4.2	Modèle prédictif de la formation des microporosités	39
2.4.3	Modèles de critère	41
2.4.4	Autres modèles	42
<b>2.5</b>	<b>Formalisme du champ de phase</b>	<b>42</b>
2.5.1	Le paramètre d'ordre	43
2.5.2	Les équations cinétiques du champ de phase	43
2.5.3	Formulation non-dimensionnelle	44
<b>2.6</b>	<b>Conclusion</b>	<b>44</b>

---

## 2.1 Introduction

Ce chapitre présente une synthèse bibliographique sur l'ensemble des éléments qui interagissent dans l'étude de la prédiction des défauts de porosités des pièces moulées sous pression. Dans un premier temps, le procédé de moulage sous pression est décrit, en précisant les phases d'injection ainsi que les paramètres procédés les plus influents. La deuxième partie est essentiellement axée sur le volet modélisation numérique. L'état de l'art des modèles de la littérature décrivant la modélisation des retassures ainsi que la méthodologie des champs de phase sont décrits.

## 2.2 Les alliages de Zinc de fonderie sous pression

### 2.2.1 Historique

Le Zinc et ses alliages ont parcouru un long chemin puisqu'ils étaient découverts des anciens (500 avant J.C). Les premiers alliages de zinc n'étaient pas élaborés de manière optimale, ils étaient obtenus dans des environnements aqueux, les rendant particulièrement sensibles à la corrosion inter-cristalline, entraînant une perte de résistance [APELIAN et al. (1981)]. En raison de leur faible performance, de nombreux métallurgistes ne reconnaissaient pas le zinc et leurs alliages comme des matériaux. Mais avec sa disponibilité, l'amélioration de la résistance à la corrosion inter-cristalline de ces alliages est devenue une réalité.

Entre 1930 et 1940, les alliages sous pression de Zamak 3 et 5 ont été introduits. Ils contiennent tous les deux 4% d'Al en moyenne, 0,03% de Mg : Seule la teneur en cuivre est différente (<0.1% pour le Zamak3, entre 0.7 et 1.2% pour le Zamak 5). Entre 1939 et 1943, l'utilisation des alliages de zinc a été multipliée grâce à ses bonnes propriétés mécaniques et ses caractéristiques d'amortissement interne élevées. Le tableau 2.1 compare la gamme des propriétés mécaniques des pièces coulées en Zamak par rapport à d'autres alliages légers.

En effet, leur point de fusion plus bas fait que le moulage sous pression des alliages de zinc est économiquement intéressant : outre la consommation énergétique plus faible, la durée de vie des outillages est plus élevée et la cadence de production est plus importante.

Cependant, au cours des années 1960, une partie de ce marché a été perdue au profit de l'injection de pièces plastiques. La nécessité de rester compétitif a stimulé la recherche et le développement du moulage sous pression à paroi mince. Parallèlement, des travaux de recherche ont été poursuivis pour développer le moulage des alliages de Zinc, se concentrant sur l'étude des défauts de moulage pour un meilleur contrôle du procédé [SANDERS et FROST (1970)]. Des travaux [NEVISON (1977)] concernant l'élaboration ont été aussi menés pour améliorer la résistance au fluage. Bien que cet objectif n'ait pas été atteint initialement, ces travaux ont abouti à l'introduction du Zamak 12 (contenant 10,5 à 11,5% en aluminium comme principal élément d'alliage). En raison de son aptitude au moulage et sa forte résistance mécanique (tableau 2.1), le Zamak 12 a été utilisé par l'industrie de la fonderie pour la recherche de nouvelles nuances en remplaçant progressivement d'autres alliages non ferreux.

TABLE 2.1 – Propriétés mécaniques d'alliages dédiés au moulage sous pression [APELIAN et al. (1981)]

Propriétés	Zamak 3	Zamak 5	Zamak 12	Alliage d'Aluminium	Alliage de Magnésium
Résistance mécanique (MPa)	283	324	276 - 310	228 - 331	214 - 234
Allongement (%)	10	7	1 - 3	2.5 - 9	3 - 8
Dureté Brinell	82	91	105 - 125	50 - 80	63

### 2.2.2 Composition chimique et influence des éléments d'addition du Zamak 5

La nuance de Zinc la plus utilisée par U-Shin en Europe pour ces pièces automobiles moulées sous pression est le ZnAl4Cu1 (Zamak 5).

Afin d'identifier la composition chimique de cet alliage, un spectromètre à étincelles (Brücker) a été utilisé.

le tableau 2.2 présente la composition chimique initiale de cet alliage :

TABLE 2.2 – Composition chimique du Zamak 5

Zn 95.3%	Al 3.91%	Cu 0.715%	Mg 0.04%	Fe 0.03%	Pb 0.0051%	Mn 0.00027%
Sn < 0.002%	Ni < 0.002%	Ti < 0.0002%	Bi < 0.002%	Ce < 0.003%	Cr < 0.002%	La < 0.002%

Plusieurs études ont étudié l'influence des éléments chimiques en moulage sous pression sur les propriétés mécaniques. Les deux éléments qui sont les plus étudiés sont le fer et le magnésium [SHABESTARI (2004)] [HAILIN .Y et .F (2015)].

Au cours des premières étapes du développement des alliages à base de zinc, les avantages de l'ajout d'aluminium en tant qu'élément d'addition ont été reconnus [BUTLER (2008)]. L'aluminium est ajouté au zinc pour réduire la taille des grains et minimiser l'attaque du métal fondu sur le fer présent dans les équipements de coulée et de manutention. Il augmente la fluidité de l'alliage fondu et améliore sa coulabilité (diminution de sa viscosité dynamique)[VARGEL (2010)]. Une teneur inférieure à 3,5% massique d'aluminium nécessite des températures de coulée plus importante (accélération de l'attaque de l'outillage) pour une aptitude au moulage satisfaisante. Elle implique également une faible résistance mécanique et une plus mauvaise stabilité dimensionnelle. Lorsqu'elle est supérieure à 4,3%, la résistance aux chocs des pièces moulées est réduite. L'eutectique zinc-aluminium extrêmement fragile se forme effectivement à partir d'environ 5% d'aluminium.

Le magnésium minimise la susceptibilité à la corrosion intergranulaire causée par la présence d'impuretés. Des quantités excessives de magnésium réduisent la fluidité de la masse fondue, favorisent la fissuration à chaud, augmentent la dureté et la résistance à la traction [CACERES (1999)] [BRAMFITT et LAWRENCE (1984)].

Le cuivre, comme le magnésium, minimise les effets indésirables des impuretés et, dans une moindre mesure, augmente la dureté et la résistance des pièces coulées. Les pièces moulées contenant plus de 1,25% massique de cuivre sont moins stables sur le plan dimensionnel [SANNA et al. (2013)]. Selon Shabestari et al. [SHABESTARI et MOEMENI (2004)], la porosité augmente avec l'augmentation de la teneur en cuivre (figure 2.1). En effet, plus la teneur de en cuivre est importante, plus le coefficient d'activité de l'hydrogène diminue

ce qui provoque la diminution de la solubilité de l'hydrogène. Par conséquent, des porosités plus nombreuses se forment pendant la solidification des alliages contenant du cuivre.

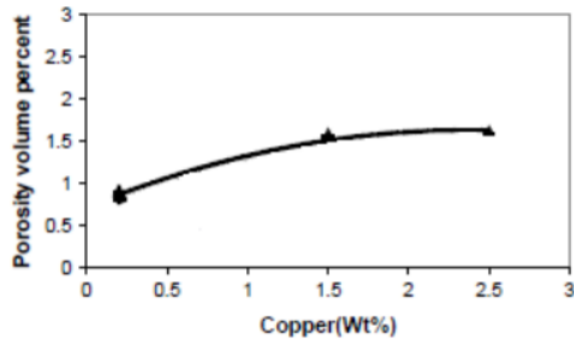


FIGURE 2.1 – Variation du pourcentage volumique de porosité en fonction de la teneur en Cu (cas de l'alliage *Al-Si-Mg*) [SHABESTARI et MOEMENI (2004)]

Le fer est en solution solide dans le zinc lorsque la quantité est inférieure à 0,02% massique. Une teneur en fer plus élevée peut entraîner la formation de composés fer-aluminium durs pouvant compliquer les opérations d'usinage et de polissage.

Le nickel, le chrome, le silicium et le manganèse ne sont pas nocifs tant qu'ils sont solubles dans le zinc (0,02% de Ni, 0,02% de Cr, 0,035% de Si et 0,5% de Mn). Sinon, ils forment des composés intermétalliques avec l'aluminium moins dense et génèrent dans la microstructure de l'alliage des zones de concentration de contraintes qui fragilisent le matériau.

### 2.2.3 Microstructure des alliages Zn-Al

Le diagramme de phases binaire Al-Zn (figure 2.2) montre une transformation eutectique à 381°C. Le constituant eutectique est composé de la phase hexagonale riche en zinc  $\eta$  (1% en aluminium) et de la phase cubique à faces centrées  $\beta$  (16,9% en aluminium).

L'aluminium a une solubilité appréciable dans le zinc. Il est ajouté afin d'augmenter la fluidité de l'alliage et réduit la température de fusion, ce qui rend ces alliages particulièrement adaptés à la fonderie.

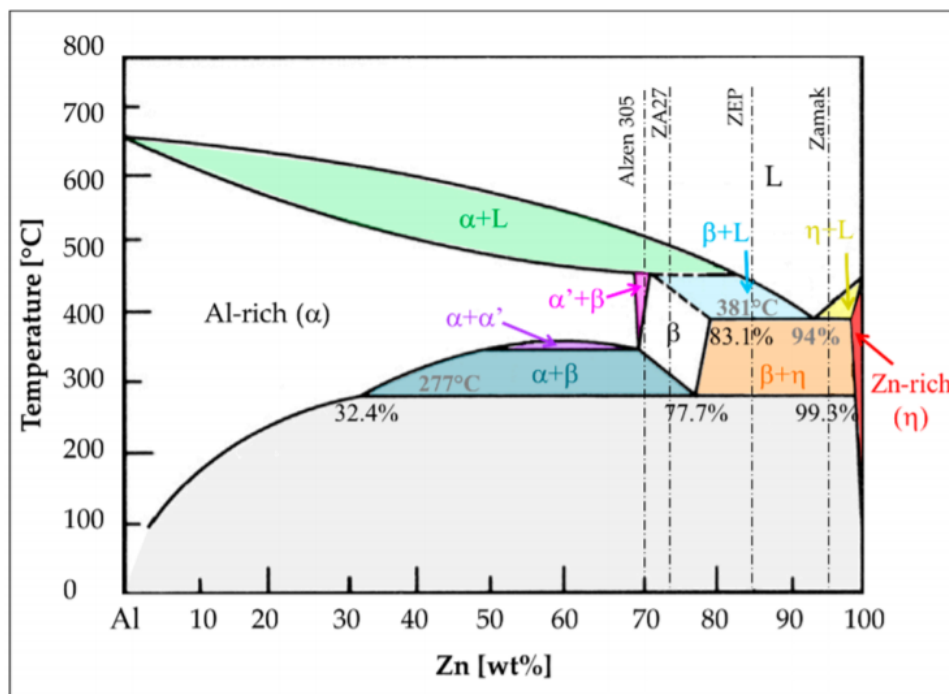


FIGURE 2.2 – Diagramme d'équilibre binaire Al-Zn [POLA et al. (2020)]

L'alliage étudié contient 95.3 % de Zinc. Les différentes transformations qui se produisent pendant la solidification sont données dans le tableau 2.3. Les équations de transformation isotherme qui ont lieu durant le refroidissement de l'alliage :

— à  $T = 381^\circ\text{C}$  :  $Liq \rightarrow \eta_{eut} + \beta_{eut}$

— à  $T = 277^\circ\text{C}$  :  $\beta_{eut} \rightarrow \eta_{mono} + \alpha$

TABLE 2.3 – Transformation de l'alliage Zamak5

Température	% massique de Zn	Fraction massique de la phase
à T= 381°C + $\epsilon$	— $Liq = 94\%$ — $\eta = 99\%$	— $Liq = 74\%$ — $\eta_{prim} = 26\%$
à T= 381°C - $\epsilon$	— $\eta = 99\%$ — $\beta_{eut} = 83.1\%$	— $\eta_{prim} = 26\%$ — $\eta_{eut} = 50.72\%$ — $\beta_{eut} = 23.28\%$
à T= 277°C + $\epsilon$	— $\eta = 99.3\%$ — $\beta_{eut} = 77.7\%$	— $\eta_{prim} = 26\%$ — $\eta_{eut} = 55.48\%$ — $\beta_{eut} = 18.52\%$
à T= 277°C - $\epsilon$	— $\eta = 99.3\%$ — $\alpha = 32.4\%$	— $\eta_{prim} = 26\%$ — $\eta_{eut} = 55.48\%$ — $\eta_{mono} = 12.54\%$ — $\alpha = 5.98\%$

### Caractérisation microstructurale

La figure 2.3 montre la microstructure de l'alliage Zamak 5 moulé sous pression, contenant 4% de Al et 1% de Cu.



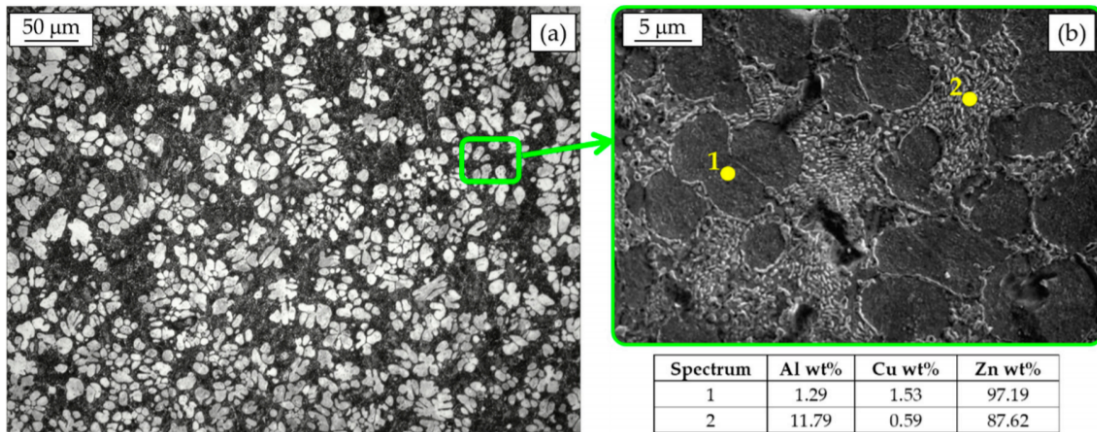


FIGURE 2.3 – (a) Microstructure du Zamak 5 ; (b) Analyse MEB-SDE[POLA et al. (2020)]

L'analyse métallographique d'une pièce moulée sous pression en Zamak 5 est présentée comme un exemple d'alliage hypoeutectique (figure 2.3). On peut distinguer l'apparition des dendrites primaires riches en Zn ( $\eta_{prim}$ ) (la phase blanche) entourées d'une phase eutectique ( $\eta_{eut} + \beta$ ).

La microstructure à plus grand grossissement (figure 2.3-b) révèle que la phase eutectique est constituée de plaquettes (phase riche en Al ( $\beta$ )) dispersées dans une phase riche en Zn ( $\eta_{eut}$ ).

Comme le montre la microanalyse au microscope électronique à balayage avec spectroscopie de dispersion d'énergie (MEB-SDE), le Cu est principalement présent en solution solide dans la phase primaire  $\eta$ . Dans le cas d'un alliage contenant du Cu en pourcentage supérieur à 2%, comme par exemple dans le Zamak 2, on peut aussi trouver facilement une phase  $\epsilon$  riche en Cu ( $\text{CuZn}_4$ )[TEMEL SAVAŞKAN (2014)].

## 2.3 La fonderie sous pression

### 2.3.1 Descriptif du procédé

Le moulage sous pression est un procédé de production dominant dans le secteur automobile, l'aéronautique et la fabrication de produits électriques. Ce procédé permet de fabriquer en grandes séries des pièces de petites ou

moyennes dimensions aux formes très complexes. Ce procédé permet d'injecter le métal fondu sous haute pression dans un moule pour reproduire, après refroidissement, la forme de la pièce souhaitée [SAEZ (2003)].

Le cycle de production en fonderie sous pression est scindé en 5 phases principales :

- Phase 0 : Remplissage automatique de la chambre d'injection par l'alliage à l'état liquide. Dans le cas des alliages de zinc, des machines à chambre chaude sont utilisées. Une partie du système d'injection est immergé dans le métal en fusion, qui est ainsi en contact direct avec la coquille. Ses machines sont dédiées aux alliages à haute fluidité et à bas point de fusion pour des considérations évidentes de tenue thermique du système d'injection.

Les principaux avantages de ces moyens de production sont la réduction du temps de fabrication et la faible perte de température lors du déplacement du métal fondu du four vers le moule.

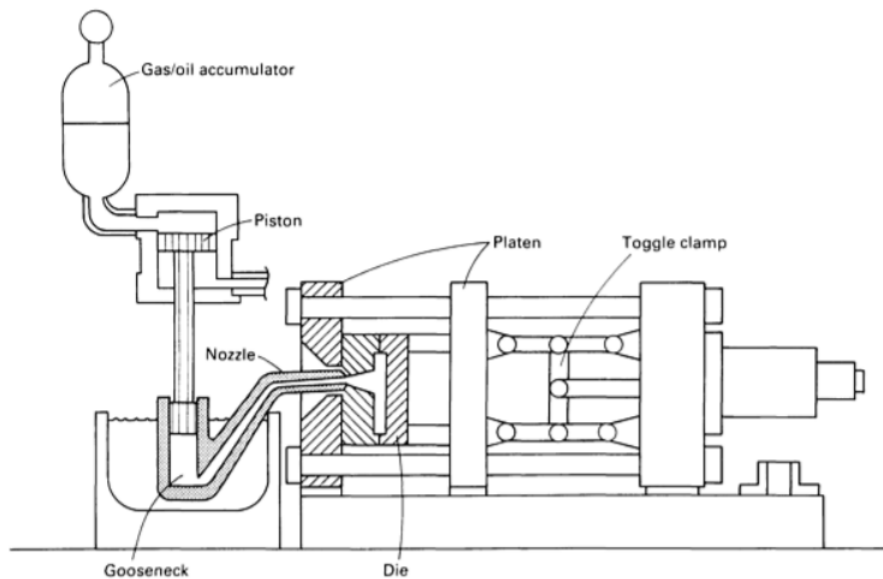


FIGURE 2.4 – Machine à chambre chaude [BUTLER (2008)]

- Phase 1 : Avancement du piston d'injection avec une vitesse lente jusqu'à ce que le métal arrive aux niveaux des attaques. Durant cette phase, la vitesse d'injection est faible afin de limiter les turbulences induisant d'une part des emprisonnements d'air, et d'autre part la création d'oxydes.

- Phase 2 : Remplissage de l’empreinte du moule. La vitesse d’injection durant cette phase est plus importante (figure 2.5) pour remplir la pièce avant que le point d’attaque se fige.
- Phase 3 : Application d’une pression de maintien. Durant cette phase, la pression de maintien ou pression 3<sup>eme</sup> phase est une pression appliquée une fois que la cavité est complètement remplie, afin de limiter la formation de porosité due au retrait à l’état liquide ou lors de la contraction solidification, et à l’emprisonnement d’air.
- Phase 4 : Suppression de la pression de maintien pour ouverture du moule, puis éjection de la grappe. Le poteyage est ensuite appliqué par sprayage (solution liquide) afin de faciliter le démoulage des pièces, protéger chimiquement les outillages (stoppe la diffusion métal liquide/coquille métallique) et protéger les moules contre les chocs thermiques. En vue du cycle suivant, le moule est ensuite fermé.

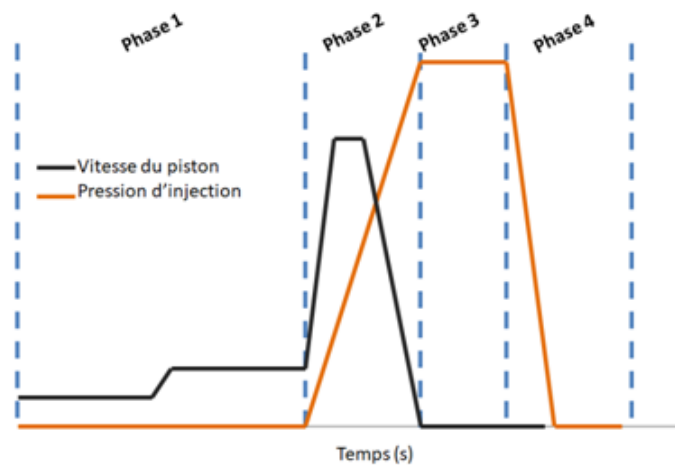


FIGURE 2.5 – Evolution de la vitesse et de la pression pendant un cycle d’injection [R. ADAMANE et al. (2015)]

La fonderie sous pression apparaît comme un procédé complexe, qui nécessite un contrôle strict des différents paramètres de moulage pour éviter la formation des différents défauts.

### 2.3.2 Les défauts associés au brut de fonderie

Chaque étape du processus de moulage sous pression peut générer des défauts 2.4, qui se répartissent en trois catégories, à savoir les défauts de surface, les défauts internes et les défauts géométriques [BONOLLO et al. (2015)]. Tous ces défauts peuvent être identifiés suivant leurs morphologies et leurs origines, dont certains cas, leurs prédictions nécessitent un outil avancé tel que la simulation numérique.

TABLE 2.4 – Classification des défauts de moulage sous pression et leur fréquence d'apparition [BONOLLO et al. (2015)]

Défauts	Fréquence d'apparition %	Prévisible par simulation	Validation expérimentale	Paramètre de contrôle
Les retraits	20 %	Partiellement	Rayon X, Microscope optique	Temperature (moule, injection), Pression de maintien
Les porosités gazeuses	15 %	Non	Rayon X, Microscope optique	Température de fusion, Poteyage
Manque de matières	5 %	Oui	Contrôle visuel, Métrologie	Mesures de géométrie
Excès de matières	5 %	Par simulation avancée	Contrôle visuel, Métrologie	Mesures de géométrie

Ces différents défauts peuvent apparaître soit en phase de remplissage ou de solidification. L'analyse de ces défauts est le processus qui consiste à trouver les causes fondamentales de leurs apparitions et les mesures nécessaires pour les réduire ou les supprimer. Parmi les différents types de défauts, les porosités sont au centre des travaux présentés. Il en existe deux types :

- Les porosités gazeuses provenant de de différentes sources [R. RAJKOLHE (2014)] : hydrogène dissous dans l'alliage, humidité provenant du poteyage des lubrifiants à base d'eau ou encore air initialement présent dans l'em-

preinte qui reste emprisonné durant la phase d'injection. En effet, durant la fusion de l'alliage, la réaction exothermique produit deux gaz : le dioxyde de carbone et l'hydrogène qui se produit naturellement avec l'humidité de l'air suivant cette réaction :



La solubilité de cet élément dans la phase liquide est bien plus importante que dans la phase solide (figure 2.6).

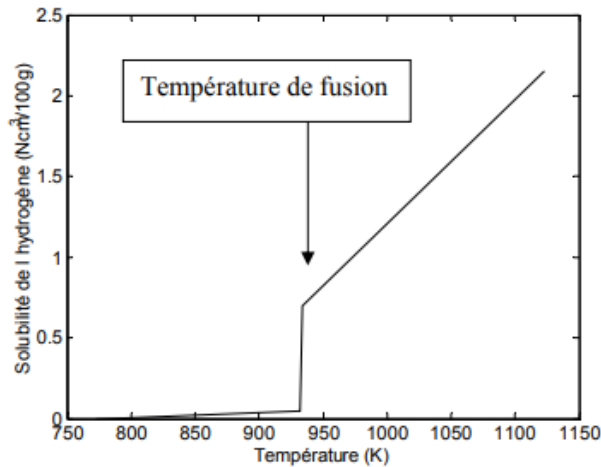


FIGURE 2.6 – Evolution de la solubilité de l'hydrogène en fonction température pour l'alliage d'Al [ROZOT (2005)]

Lors de la solidification cette différence de solubilité se traduit par une libération d'hydrogène sous forme gazeuse. Ce gaz est alors comprimé dans la cavité lorsque l'alliage se solidifie. Ce défaut se présente par des petites sphères aux parois acidentées (figure 2.7).

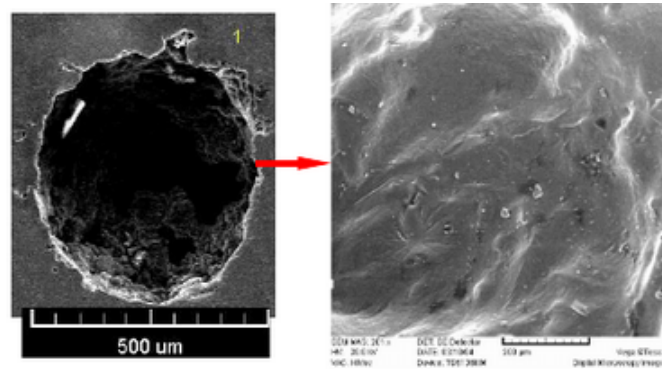


FIGURE 2.7 – Micrographies MEB d’un emprisonnement d’air [IGNASZAK et HAJKOWSKI (2015)]

L’apparition de cette porosité est maîtrisable en traitant le métal liquide avant la coulée. Il s’agit de chasser l’hydrogène dissout dans le métal liquide par le procédé de dégazage, en diminuant la concentration en hydrogène en solution dans l’alliage liquide par le barbotage d’un gaz peu soluble dans le métal. La deuxième solution qui est plus utilisée dans les industries, c’est le moulage sous vide.

La difficulté de ce défaut, c’est qu’il apparaît d’une manière uniforme dans toute la pièce [ANSON et GRUZLESKI (1999)] (figure 2.8) .

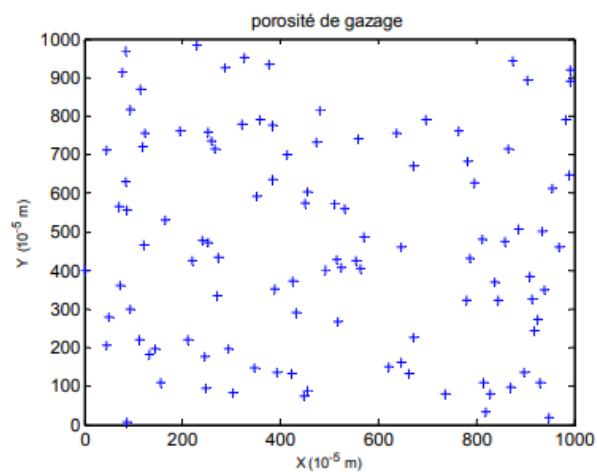


FIGURE 2.8 – Répartition de formation des porosités gazeuses [ROZOT (2005)]

Dans cette étude nous nous intéresserons qu'à l'apparition des retassures. Nous négligeons la formation des emprisonnements d'air formés lors de la phase de remplissage.

- Les défauts liés aux retraits (Figure 2.9) à l'état liquide du métal ( $T > T_l$ ) se forment à très haute température, et à sa contraction de solidification ( $T_s < T < T_l$ ). Cette dernière apparaît à la température eutectique. A cette température la fraction liquide restante se précipite sous une forme solide appelée eutectique. C'est lors de cette étape qu'apparaissent les microporosités de retrait. Ces défauts de retraits peuvent être débouchants ou non. Les défauts débouchants peuvent quant à eux apparaître sous forme de macro-retassures ou de micro-retassures dispersées. Les défauts non débouchants sont soit des macro-retassures, soit des micro-retassures dispersées. Ces défauts, regroupés sous l'appellation retassures, apparaissent au niveau des points chauds, repérables comme étant des zones isolées thermiquement de liquide qui se forment à l'intérieur de la pièce lors de la phase de solidification.

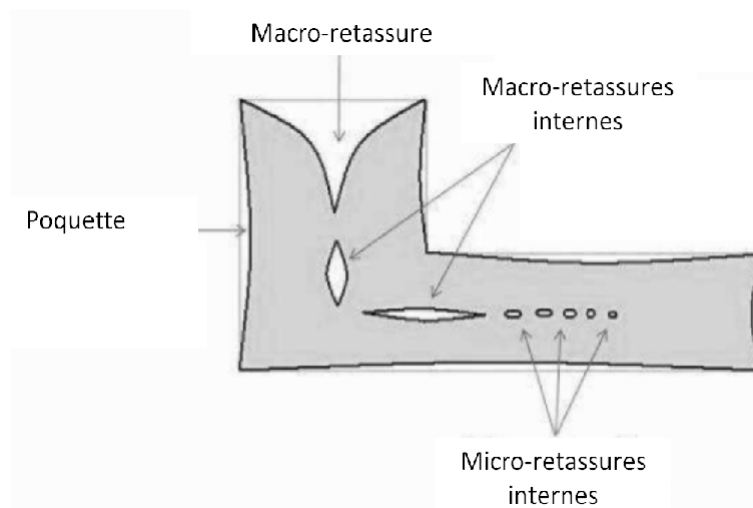


FIGURE 2.9 – Différentes typologies de retrait [TAVAKOLI. (2010)]

Afin de différencier ces deux types de porosités, une analyse au microscope optique est nécessaire. Les retassures se caractérisent par leurs formes irrégulières à travers laquelle les dendrites sont visibles (figure 2.10). Les emprisonnements d'air sont sous forme sphérique avec des parois à l'aspect lisse (figure

2.7).

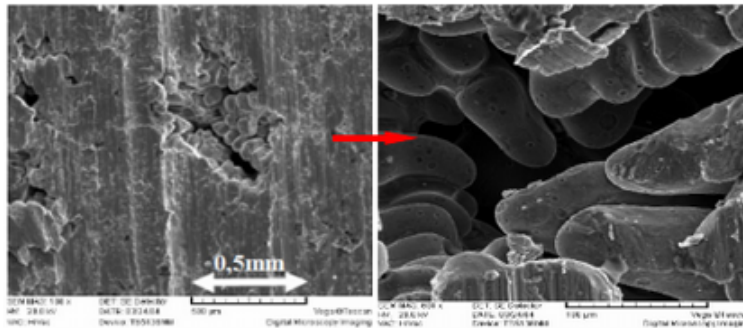


FIGURE 2.10 – Micrographies MEB d’une retassure [IGNASZAK et HAJKOWSKI (2015)]

### 2.3.3 Influence des paramètres opératoires sur la qualité des pièces injectées sous pression

Dans la littérature, différents travaux de recherche sur la fonderie sous pression ont étudié l’influence des paramètres procédé sur la formation des porosités, sur les microstructures obtenues et sur les comportements mécaniques. Dargush et al. [DARGUSCH et al. (2006)] ont étudié l’effet des variations des paramètres suivants sur la qualité des pièces en alliage ( $AlSi13, 4Cu0, 3Mg0, 2$  et  $AlSi8, 6Cu3, 7Mg0, 2$ ) moulées sous pression : pression de maintien, vitesse de remplissage, et le délai de retard (le temps entre la fin de remplissage et l’application de la pression de maintien).

Ils ont constaté que la porosité diminue avec l’augmentation de la pression de compactage et augmente avec l’augmentation de la vitesse de coulée. Le temps de retard n’a pas eu d’effet significatif sur le taux de porosité.

Il existe différents paramètres influents sur la qualité des pièces. quelques paramètres vont être analysés dans les paragraphes qui suivent.

#### Les vitesses de remplissage

Au moment de remplissage :

- Une première vitesse  $V1$  du piston est appliquée pour remplir tout le système d’alimentation, jusqu’au ce que le métal arrive au point d’in-



jection. Durant cette phase, la vitesse est faible afin de limiter les turbulences.

- Une deuxième vitesse  $V_2$  est dédiée pour remplir les empreintes. Cette vitesse est plus importante, pour assurer le remplissage total des empreintes avant que le point d'injection se fige.

Des travaux spécifiques ont été effectués concernant l'influence des vitesses de 1ère et seconde phase.

Gunasegaram et al. [GUNASEGARAM et al. (2013)] [D.R. GUNASEGARAM (2007)] [GHOMASHCHI (1995)], Chao et al. [XU et al. (2017)] ont étudié l'influence de la vitesse d'injection deuxième phase sur la formation des porosités pour les alliages d'Aluminium.

Plus la vitesse est importante, plus le taux de porosité diminue jusqu'à une certaine valeur de la vitesse au-delà de laquelle le taux de porosité global augmente (figure 2.11).

En effet, la vitesse d'injection a un grand effet sur le modèle d'écoulement et la capacité de remplissage des alliages de coulée. La porosité peut se produire lorsque la zone de l'entrée se solidifie avant que la solidification dans d'autres zones de la pièce ne soit complète [TIAN et al. (2002)], ce qui résulte d'un refroidissement excessif de la zone semi-solide pendant le remplissage de la cavité avec une faible vitesse d'injection. D'autre part, le retrait diminue avec l'augmentation de la vitesse d'injection plus élevée car l'alimentation du métal fondu est disponible plus longtemps avant d'être stoppé à cause de la solidification, ce qui contribue à réduire le taux de porosité formé. Cependant, un niveau de porosité élevé pourrait résulter d'une vitesse d'injection très élevée, car le métal fondu a tendance à provoquer un écoulement turbulent conduisant à des emprisonnement d'air [TSOUKALAS (2008)].

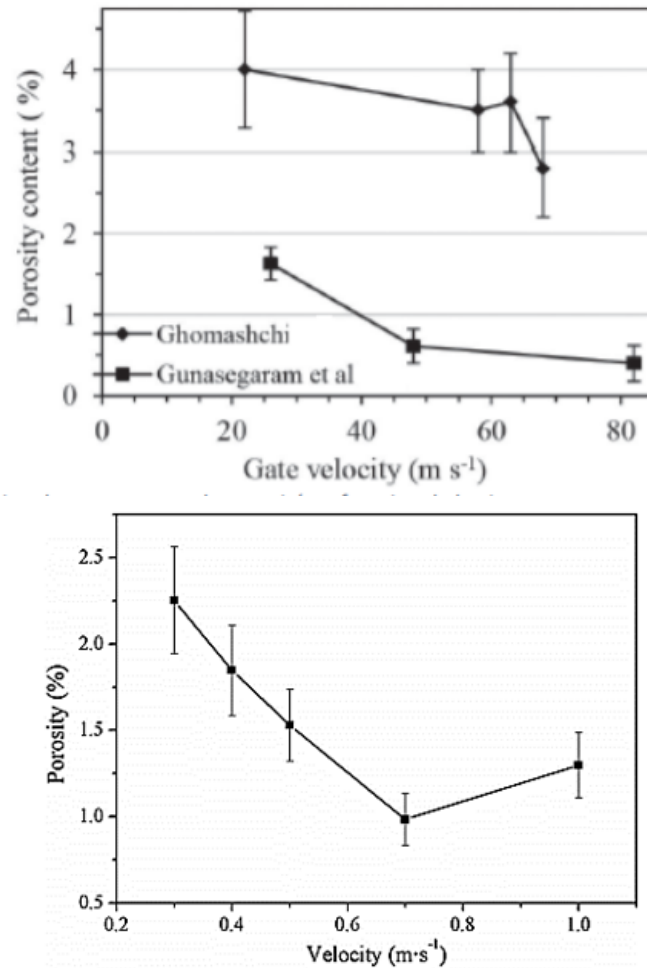


FIGURE 2.11 – Variation du pourcentage de porosité en fonction de la vitesse de remplissage [GUNASEGARAM et al. (2013)] [XU et al. (2017)]

La vitesse 1<sup>ère</sup> phase V1 est aussi importante au début d'injection. Comme l'a démontré Andresen [ANDRESEN (1983)], lorsque le plongeur se déplace vers l'avant pour remplir les canaux d'alimentations, un front d'onde (une vague) se forme et progresse vers le point d'injection (la porte de coulée). Cependant, si cette vitesse V1 est élevée, la crête de la vague se brise et forme une poche d'air générant la turbulence qui sera par la suite transmise vers la cavité.

### Pression de maintien

L'importance de la pression de maintien a été étudiée dans plusieurs travaux de recherches pour les alliages d'aluminium [SCHAFFER (2012)], [OTARAWANNA et al. (2009)] et [OUTMANI et al. (2017)]. Leur conclusion indique que plus la pression de maintien est importante plus le taux de porosité est réduit (figure 2.12)

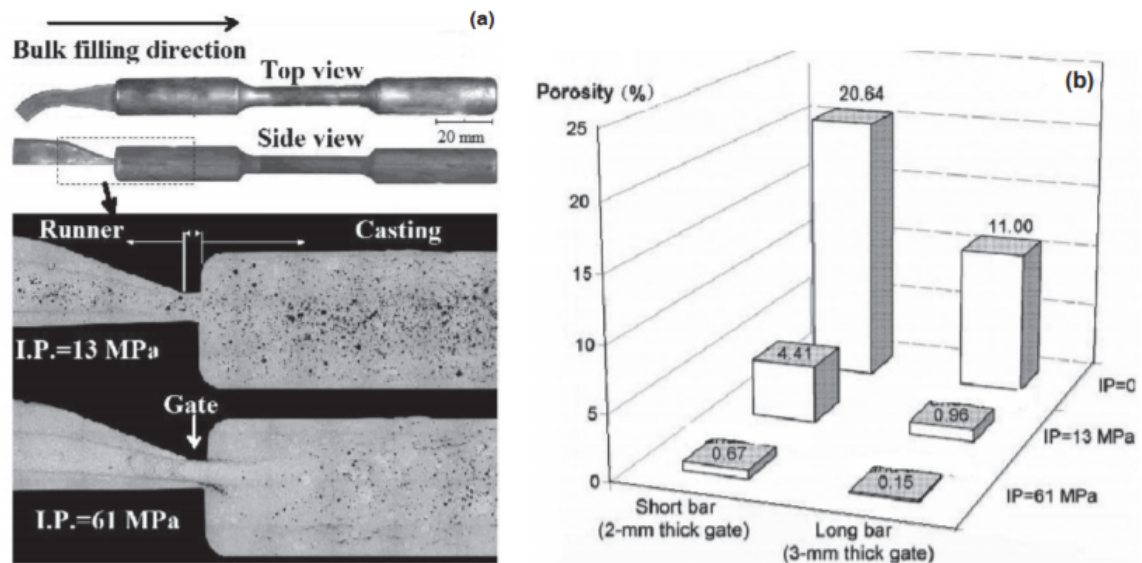


FIGURE 2.12 – Influence de la pression de maintien sur le taux de porosités ; (IP : Intensification Pressure) [R. ADAMANE et al. (2015)]

En effet, l'augmentation de la pression permet d'obtenir des dendrites plus fragmentées de la phase primaire, et une microstructure plus homogène pour les alliages hypo-eutectiques. Selon Santos et al [DOS SANTOS et al. (2015)] , le raffinement de la microstructure causé par la fragmentation des dendrites de la phase primaire permet d'améliorer les propriétés mécaniques (la dureté, limite d'élasticité et l'élongation) [OBIEKEA et al. (2014)]. Le principal objectif de d'application de la pression de maintien dans le procédé moulage sous pression est de limiter l'emprisonnement d'air dû à un écoulement turbulent et le retrait du métal fondu pendant la phase de solidification.

### Vitesse de refroidissement

Des études ont constaté que la vitesse de refroidissement affecte la taille des pores par la façon dont elle affecte la structure de solidification locale (c'est-à-dire l'espacement des bras de dendrite)[MA et al. (2008)]. Pour une teneur donnée en hydrogène fondu, une augmentation de la vitesse de refroidissement diminue à la fois la quantité totale de porosité et la taille moyenne des pores dans les alliages A356 [TYNELIUS (1992)].

### Température d'injection

La température de fusion du métal a également une influence significative sur la formation des porosités. Avec l'augmentation de la température du métal fondu et en raison d'un gradient thermique plus élevé, l'alliage reste à l'état liquide plus longtemps pour se refroidir, et cela favorise d'avoir la formation plus de retrait de solidification [OUTMANI et al., 2017]. Comme le montre la figure 2.13, le niveau de porosité le plus faible a été obtenu pour les échantillons traités à 579°C. Des températures d'injection plus faibles sont susceptibles de réduire la quantité de gaz dissous dans l'alliage, contribuant ainsi à la réduction du niveau de porosité.

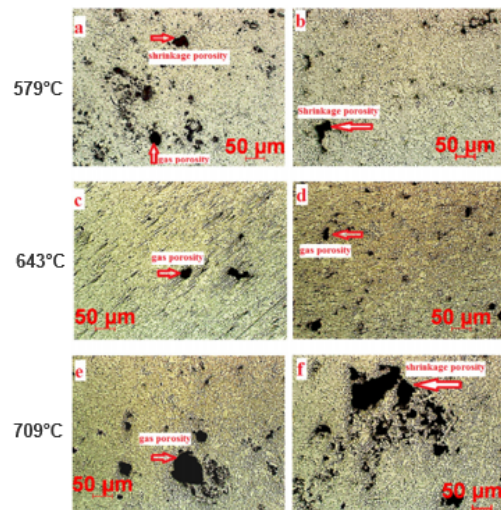


FIGURE 2.13 – Influence de la température d'injection sur le taux de porosités ; [DOS SANTOS et al. (2015)]

## Température du moule

Les moules pour moulage sous pression sont des moules métalliques en acier (les plus utilisés X38CrMoV5 (H11)), installées sur une presse hydraulique. Chaque moule est constitué d'une partie fixe et une autre mobile. Avant la mise en production, les deux parties du moule doivent être préchauffées à une température fixée afin d'éviter les chocs thermiques lors de l'introduction du métal chaud dans la cavité. Le contrôle se fait par l'unité de régulation qui contrôle la température d'un fluide circulant dans des canaux de régulation du moule. Une température trop élevée du moule signifie que la pièce n'est pas suffisamment refroidie, ce qui conduit à un problème de remplissage ou à une porosité plus élevée [KONG et al. (2008)]. Ces températures doivent être contrôlées tout au long des cycles d'injections afin de conserver une bonne cadence de production [SHEEHY (2008)].

## Conception du système d'injection

Afin de remplir les cavités, le métal fondu s'écoule par le système d'alimentation (la carotte), les canaux d'alimentation puis le ou les attaques (ou seuil d'injection). La conception du système d'alimentation est essentielle pour contrôler la nature de l'écoulement, ce qui affecte ensuite la qualité de la pièce.

Les auteurs ont montré que la combinaison entre la vitesse d'injection et la disposition des canaux d'alimentation pouvait modifier l'écoulement. En effet, les résultats de simulation obtenus par Zhao et al. [ZHAO et al. (2009)] ont montré que la vitesse du métal fondu entrant par l'attaque en forme d'éventail (fan gate) est plus élevée sur les parois latérales de la cavité (figure 2.14-a) qu'au niveau de la partie centrale. Ces vitesses élevées entraînent de la turbulence d'où la formation d'un emprisonnement d'air piégé dans le métal fondu (figure 2.14-b). Ces emprisonnements d'air sont situés principalement dans les régions "1" et "2" (figure 2.14-c). Les marqueurs de différentes couleurs indiquent le gaz piégé.

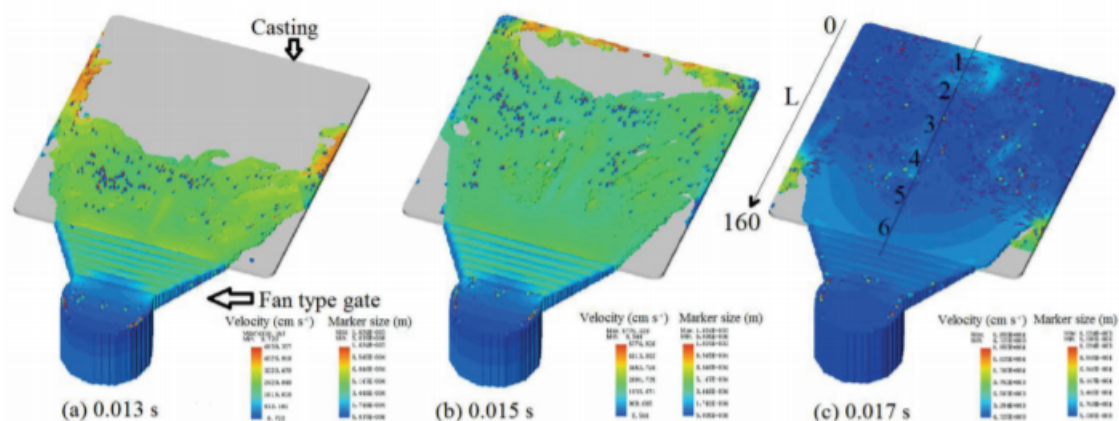


FIGURE 2.14 – Les résultats de simulation de la vitesse d'écoulement et de l'emprisonnement d'air à différents moments de l'injection [ZHAO et al. (2009)]

Les mesures de porosité et les propriétés de traction effectuées à différents endroits d'injection, comme le montre la figure 2.15, mettent en évidence ces observations. Le lieu d'échantillonnage pour les mesures de traction et de porosité est indiqué dans la figure 2.14-(c).

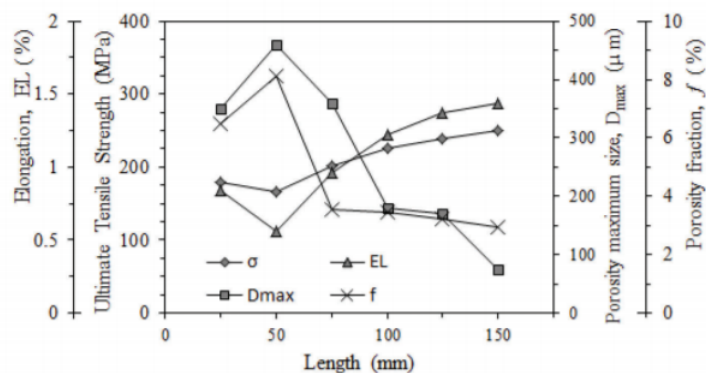


FIGURE 2.15 – Propriétés de traction et porosité effectuées à différents endroits de l'éprouvette (L - figure 2.14-(c)) [ZHAO et al. (2009)]

## 2.4 Les modèles numériques de formation des retassures

Aujourd'hui la simulation numérique est devenue un outil indispensable pour améliorer la qualité des pièces de fonderie [VIJAYARAM et al. (2006)]. En effet, la modélisation de la solidification à l'aide des codes de calculs (NovaFlow, ProCast, InspireCast...) de fonderie permet d'indiquer avec une certaine probabilité les zones qui risquent de présenter des défauts de retassures. Ces codes de calcul s'appuient sur des modélisations de différents types, citant par exemple le critère de Niyama qui présente un moyen de prédiction du retrait plus précisément les micro-retassures [NIYAMA E (1982)] [GAO W (2011)], et d'autre modèle qui seront présentés dans ce qui suit.

L'objectif principal de cette partie est de présenter un état de l'art des travaux effectués sur la modélisation de la formation des retassures pendant la phase de refroidissement. Les retraits (à l'état liquide et contraction de solidification) qui sont des finalités que l'on souhaite quantifier lors des simulations, sont en particulier affectés par :

- Les conditions de remplissage,
- La non-uniformité des gradients thermiques,
- Le mode de solidification de l'alliage.

### 2.4.1 Le modèles standard de porosité

La solidification de l'alliage se fait en plusieurs phases :

- $gs = 0$  : l'alliage est totalement à l'état liquide,
- $gs > 0$  : les premiers germes commence à apparaître,
- $gs = MFL$  : étape de cohérence dendritique et apparition d'une trame solide au travers de laquelle le liquide peut circuler,
- $MFL < gs < IFL$  : croissance des dendrites jusqu'à rigidité dendritique ( $gs = IFL$ ). A ce stade, le métal ne peut pas circuler (figure 2.16),
- $gs = 1$  : l'alliage est complètement solide.

$gs$  est la fraction du solide.

L'indice  $MFL$  (Mass Feeding Limit) est défini comme étant la fraction solide à partir de laquelle le mélange pâteux ne peut plus s'écouler.

L'indice  $IFL$  ( Interdendritic Feeding Limit) : est défini comme étant la fraction solide de laquelle le métal liquide ne peut plus circuler dans la trame solide.

Les indices  $MLF$  et  $ILF$  sont des paramètres qui influent la position et la dispersion des retassures dans la pièce.

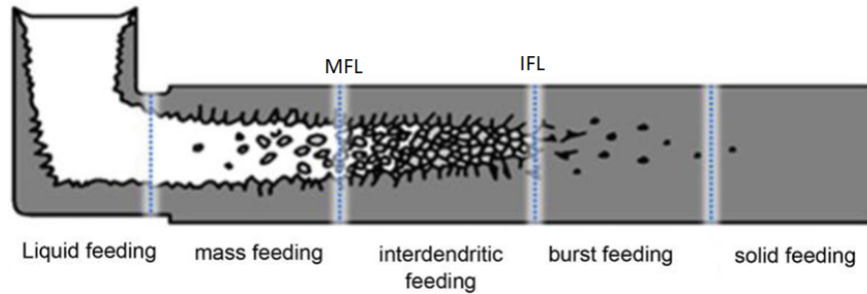


FIGURE 2.16 – Mécanisme de solidification [HUBER et al. (2020)]

Donc pour modéliser la formation des retraits, trois paramètres doivent être définis : le volume des retassures qui dépend de la loi d'évolution de la densité de l'alliage en fonction de la température, l'indice  $MFL$ , l'indice  $IFL$  ainsi que le paramètre de prise en compte ou non de la gravité (gravity draining). Cette dernière va influencer la position et la dispersion des retassures.

Une fois la poche liquide est isolée, deux scénarios de porosité peuvent apparaître :

- Scénario 1 ( $gs < MFL$ ) : la porosité est calculée au point le plus haut dans la poche liquide, on obtient alors une poquette «pipe shrinkage». Si la poche liquide est débouchante, une macroporosité est alors formée (figure 2.17).
- Scénario 2 ( $MFL < gs < IFL$ ) : la porosité est calculée :
  - Si on ne prend pas en compte l'activation de la gravité, la poche pâteuse se forme au centre de la poche (figure 2.17),
  - Dans le cas contraire, la porosité se situe plutôt en haut de la poche pâteuse (figure 2.17).



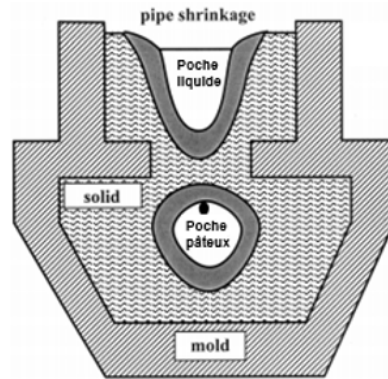


FIGURE 2.17 – Les scénarios de formation des poches de porosités [CH. PEQUET et RAPPAZ (2002)]

Ce modèle est utilisé dans les logiciels de calcul de ESI (ProCast et QuikCast) ainsi que NovaFlow.

### 2.4.2 Modèle prédictif de la formation des microporosités

Malgré une richesse en volume et en diversité des publications traitant de l'apparition des microporosités, nous avons constaté que quasiment toutes proposent des modèles basés sur les phénomènes de gazage couplés parfois avec la porosité de retrait. Les problèmes traités d'un point de vue retrait pur ne sont que des approches statistiques ou empiriques.

#### Modèle utilisant la perméabilité et la vitesse interdendritique

Dans cette partie, la phase de remplissage n'est pas prise en compte, uniquement les phénomènes d'écoulement qui se produisent lors de la solidification du matériau sont présentés, notamment l'apparition de la microporosité qui en résulte.

La première forme d'expression de la pression dans le liquide est exprimée par :

$$P_l = P_a + P_m + P_d \quad (2.2)$$

Telle que :

- $P_a$  : la pression atmosphérique,
- $P_m$  : la contribution métallostatique,
- $P_d$  : la contribution dynamique responsable du mouvement du liquide dans la zone pâteuse.

La vitesse du liquide interdendritique est définie par :

$$\underline{v} = -\frac{K}{\mu} \underline{\mathbf{grad}} \quad p_d = -\frac{K}{\mu} [\underline{\mathbf{grad}} \quad p_l - \rho_l \underline{\mathbf{g}}] \quad (2.3)$$

$K$  est la perméabilité du solide,  $\mu$  est la viscosité dynamique du liquide,  $\rho_l$  la densité du liquide et  $\underline{\mathbf{g}}$  est le vecteur gravité.

L'équation de la conservation de masse est définie par :

$$\frac{\partial}{\partial t} [\rho_s g_s + \rho_l g_l] + \text{div}(\rho_l g_l \underline{v}_l) = 0 \quad (2.4)$$

Avec  $\rho_s$  la densité du solide,  $g_s$  la fraction volumique du solide,  $g_l$  la fraction volumique du liquide et  $v_l$  la vitesse effective du liquide entre la trame solide. A partir de la résolution de l'équation de la chaleur, il est faisable de positionner la zone semi solide ainsi que son déplacement. A l'aide de l'équation de la masse 2.4, il est possible d'identifier le débit de fluide idéal, qui compense le retrait de solidification. A partir de ce dernier, la perte de charge est calculée, qui est par conséquent utilisée pour le calcul de la pression liquide locale.

La fraction volumique du liquide est définie comme suit :

$$g_l = 1 - g_s - g_p \quad (2.5)$$

$g_p$  est la fraction volumique des pores.

L'équation de conservation de la masse en prenant en compte le terme de porosité volumique  $g_p$  est définie sous la forme :

$$\text{div} \left[ -\rho_l \frac{K}{\mu} (\underline{\mathbf{grad}} \quad p_l - \rho_l \underline{\mathbf{g}}) \right] - \rho_l \frac{\partial g_p}{\partial t} = \quad (2.6)$$

$$-(\rho_s - \rho_l) \frac{\partial g_s}{\partial t} - (1 - g_s - g_p) \frac{\rho_l}{\partial t} - g_s \frac{\partial \rho_s}{\partial t} \quad (2.7)$$

La difficulté de cette méthode c'est qu'il faut résoudre simultanément l'équation en pression et l'équation en fraction volumique de défaut.

### 2.4.3 Modèles de critère

Des fonctions critères sont proposées par différents auteurs, elles sont composées de différentes grandeurs caractérisant la solidification locale :

- $V$  : la vitesse moyenne de solidification (en  $m/s$ ),
- $t$  : le temps de solidification (en  $s$ ),
- $G$  : le gradient thermique moyen (en  $K/m$ )
- $\sqrt{T}$  noté parfois  $R$ , le taux de refroidissement (en  $K/s$ )

Si le critère est supérieur à une valeur critique alors la porosité apparaît, sinon, il n'y a pas de défaut.

#### Critère de Nyama

Une variable de sortie de simulation, couramment utilisée par les fonderies pour détecter les défauts de retasses des pièces moulées, est le critère de Niyama ( $Ny$ ). Ce critère est défini comme le gradient thermique local divisé par la racine carrée de la vitesse de refroidissement locale ( $Ny = G/\sqrt{T}$ ). Lorsque la valeur du critère de Niyama descend en dessous d'une valeur critique ( $Ny_{micro}$ ), de petites quantités de micro-retassure commencent à se former. Lorsque cette valeur passe sous un second seuil nommé  $Ny_{macro}$ , la quantité de micro-retassure augmente jusqu'à ce qu'elle devienne détectable sur une radiographie standard.

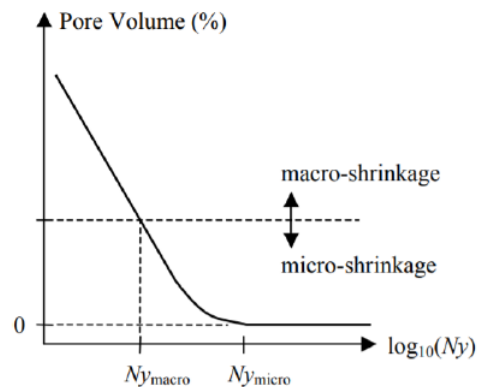


FIGURE 2.18 – Schéma illustrant le critère de Niyama pour détecter la formation des retasses [CARLSON et BECKERMANN (2008)]

En outre, la valeur exacte du Niyama peut difficilement être obtenue dans la plupart des situations car elle varie souvent en fonction de la composition de l'alliage et des conditions de solidification. Le critère de Niyama présente un moyen de prédiction des retassures. Ce critère fonctionne bien dans l'évaluation de la formation des micro-retassures, basé sur la microporosité interdendritique. Cependant, il ne prend pas en compte la prédiction de la formation des macro-retassure pour des coulées complexes [NIYAMA E (1982)] [GAO W (2011)].

On peut encore trouver des critères portant sur d'autres grandeurs que des grandeurs thermiques. Citons les critères portant sur le gradient de fraction solide, la distance d'alimentation ou la pression.

#### 2.4.4 Autres modèles

Il existe d'autres modèles stochastiques qui sont plus développés mais qu'ils ne satisfaisaient pas les fondeurs du point de vue applicatif. Citant l'exemple de B. SZPUNAR [SZPUNAR et SMITH (1996)] qui expose une application de prédiction de la microporosité par la méthode de monte Carlo.

## 2.5 Formalisme du champ de phase

Dans ce travail, on présente une approche de modélisation de la formation des retassures pendant la phase de refroidissement basée sur la théorie des champs de phase. Cette approche permet de modéliser des problèmes d'interfaces libres complexes qui prennent des formes différentes au cours de l'évolution.

L'approche des champs de phase peut être appliquée dans différents problèmes d'évolution, de la microstructure liés à des processus très différents, en sélectionnant de manière appropriée des variables physiques. Elle a été appliquée avec succès dans des applications très différentes : solidification des alliages [S.-L. WANG et MCFADDEN (1993)], évolution structurale des matériaux polycristallins [JAMES WARREN et CARTER (2003)], nucléation cristalline [LANDHEER et al. (2009)], processus de recristallisation [ABRIVARD (2009)], croissance dendritique [SUZUKI et al. (2002)], grossissement et croissance des grains [DREYER et MÜLLER (2000)]...

### 2.5.1 Le paramètre d'ordre

Le formalisme du champ de phase se base par l'utilisation d'une ou plusieurs variables de champ, que l'on notera paramètre d'ordre  $\eta$ . Ces variables de champ sont fonction de l'espace  $r$  et du temps  $t$ . Étant de nature macroscopique, correspondent à une moyenne de configurations microscopiques. Ce paramètre permet de suivre explicitement l'interface entre les phases qui les sépare. Par exemple, dans les problèmes de solidification,  $\varphi = +1$  décrit la phase solide et  $\varphi = -1$  décrit la phase liquide. Entre ces deux valeurs, le champ de phase est continu et varie de façon régulière :  $-1 < \varphi < +1$ . La position de l'interface entre les deux phases est décrite par la variation de  $\varphi$  dans l'espace.

### 2.5.2 Les équations cinétiques du champ de phase

La deuxième caractéristique est relative à la dérivation du modèle. Dans les modèles champ de phase, les équations de dérivation partielle sont les dérivées d'une fonction d'énergie libre  $\mathcal{F}$ .

Cette fonction d'énergie libre décrit les phases principales et leur interaction. Le paramètre d'ordre  $\eta$  apparaît explicitement dans sa définition. Les relations thermodynamiques sont ensuite utilisées dans la procédure variationnelle ainsi que dans les équations de conservation.

Pour un champ conservé, l'équation de Cahn-Hilliard est utilisée :

$$\frac{\partial \eta(\vec{r}, t)}{\partial t} = -\vec{\nabla} \cdot \vec{j}_\eta \quad (2.8)$$

$\vec{j}_\eta$  représente le flux.

Le potentiel chimique  $\frac{\delta \mathcal{F}}{\delta \eta}$  relatif au paramètre d'ordre reliant le flux et l'énergie libre s'exprime comme suit :

$$\vec{j}_\eta = -M_\eta \cdot \vec{\nabla} \frac{\delta \mathcal{F}}{\delta \eta} \quad (2.9)$$

$M_\eta$  est un terme de relaxation et correspond à une mobilité.

A partir des équation 2.8 2.9, l'équation de Cahn Hilliard devient :

$$\frac{\partial \eta(\vec{r}, t)}{\partial t} = \vec{\nabla} [M_\eta \cdot \vec{\nabla} \frac{\delta \mathcal{F}}{\delta \eta}] \quad (2.10)$$

### 2.5.3 Formulation non-dimensionnelle

Pour résoudre les équations, il est plus facile de les exprimer sous leur forme adimensionnelle. Il existe plusieurs travaux dans la littérature sur l'adimensionnalisation des équations de Naviers-Stockes et Cahen-Hillard [CARLSON et al. (2011)]. Dans la plupart de ces travaux, la vitesse caractéristique est définie comme le rapport de la tension de surface par la viscosité. Par conséquent, le temps caractéristique est directement lié à cette vitesse.

Les équations adimensionnelles se sont par la suite résolues par un algorithme basé sur une méthode semi-implicite spectrale de Fourier. La discrétisation et la méthode de résolution sont détaillées dans le chapitre "modélisation de la formation des retassures par la méthode champ de phase".

## 2.6 Conclusion

Ce chapitre a pour objectif de présenter les différents axes du travail de la thèse, qui consiste essentiellement à la prédiction de formation des porosités lors du moulage sous pression des pièces en alliage de Zinc (Zamak 5). Il présente une synthèse bibliographique sur le principe du procédé de fonderie sous pression, les paramètres les plus influents qui interagissent ainsi que les défauts de porosités et comment modéliser la formation de ces imperfections. Nous constatons d'après cette synthèse que la plupart des travaux concernant la fonderie sous pression disponibles dans la littérature se focalisent sur les alliages d'aluminium, ce qui explique notre choix de traiter cette problématique en fonderie sous pression pour les alliages de Zinc. Nous envisageons alors, lors de cette thèse de faire une première étude exploratoire sur la formation des porosités dans les alliages Zn-Al.

Nous abordons dans le chapitre 3 les travaux expérimentaux réalisés, et dans le chapitre 4 la méthodologie utilisée pour modélisation numériquement la formation des retassures par la méthode des champ de phases.

# Chapitre 3

## Essais expérimentaux

### Contents

---

<b>3.1</b>	<b>Intoduction</b>	<b>45</b>
3.1.1	Caractérisation de l'alliage utilisé par U-SHIN (Zamak 5)	46
3.1.2	Typologie des porosités formées	47
<b>3.2</b>	<b>Essais injection sous pression : Méthodologie de travail</b>	<b>49</b>
3.2.1	Problématique de l'étude	49
3.2.2	Objectifs de l'étude	49
3.2.3	Démarche de résolution	49
<b>3.3</b>	<b>Protocole expérimental et analyse des résultats</b>	<b>50</b>
3.3.1	Dispositif expérimental	50
3.3.2	Les facteurs d'étude	54
3.3.3	Plans d'essais	55
3.3.4	Réponses étudiées	62
3.3.5	Analyse du taux de porosité	67
<b>3.4</b>	<b>Conclusion</b>	<b>85</b>

---

### 3.1 Intoduction

Dans ce chapitre, différents méthodes et moyens expérimentaux utilisés sont décrits pour caractériser notre alliage de Zinc (Zamak 5). Il sera nécessaire

dans un deuxième temps d'identifier les natures et formes des porosités formées dans des pièces U-SHIN qui sont moulées sous pression. Suivi d'une méthodologie expérimentale pour étudier l'influence des paramètres procédés sur la formation des porosités.

### 3.1.1 Caractérisation de l'alliage utilisé par U-SHIN (Zamak 5)

#### Analyse thermique

L'objectif des essais d'analyse thermique est de déterminer les températures de changement de phases. Un godet est rempli par l'alliage étudié à 475°C. La température est relevée à l'aide d'un thermocouple de type K relié à un système d'acquisition.

La courbe de solidification de l'échantillon est présentée dans la figure 3.1. Un point d'inflexion est observé à 388°C (température de liquidus) qui correspond à la création des branches dendritiques, suivi d'un palier à 381°C qui caractérise la transformation eutectique isotherme, et enfin, une décroissance qui indique la poursuite de la solidification.

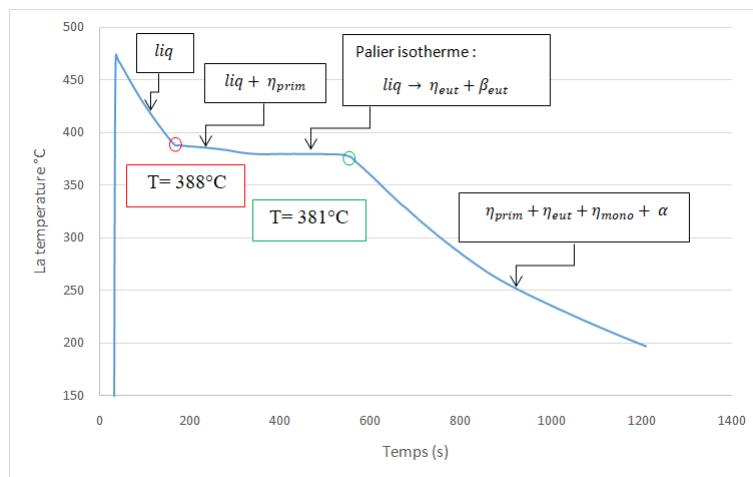


FIGURE 3.1 – Analyse thermique du Zamak 5

Cet essai a été répété 3 fois, et dans tous ces cas on n'observe pas le palier isotherme à 277°C.



### 3.1.2 Typologie des porosités formées

Dans ce travail, des pièces moulées sous pression ont été étudiées, pour visualiser les types de défauts formés dans les pièces U-Shin moulées. Des porosités sont visibles dans certaines références de pièces moulées sous pression chez U-Shin. Deux références de pièces ont été étudiées.

De nombreuses microporosités ont été trouvées, réparties sur l'ensemble des pièces, avec des dimensions plus au moins importantes (de 0,5 mm jusqu'au 2 mm dans le corps central), comme l'illustre les figures 3.2 et 3.3. En raison de la distribution des porosités et de leur forme sphérique, ces défauts semblent principalement causés par des emprisonnements d'air, ce qui indique que des changements de conception de moules doivent être effectués et/ou de nouveaux paramètres opératoires doivent être définis.

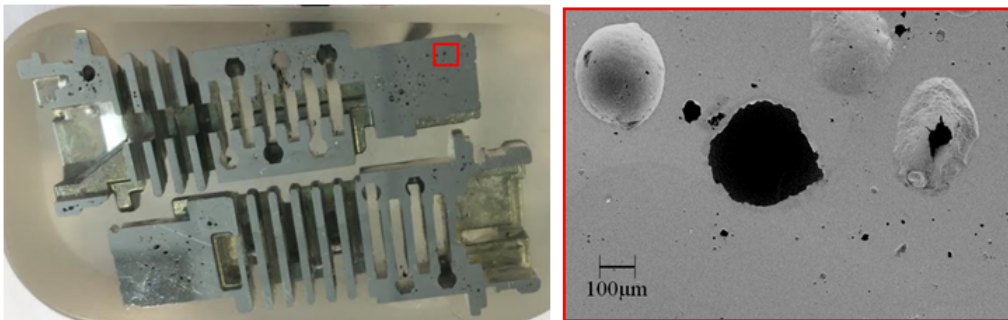


FIGURE 3.2 – (a) Pièce tronçonnée (référence 1) moulée sous pression ; (b) Observation au MEB

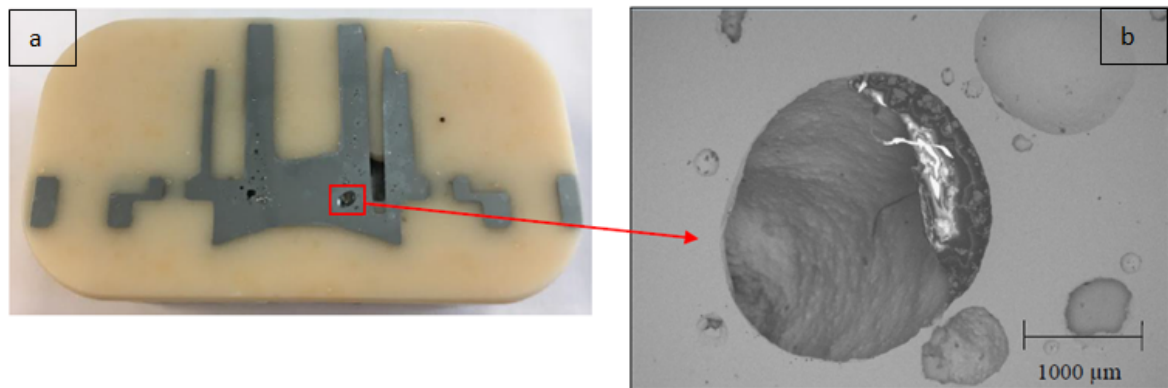


FIGURE 3.3 – (a) Coupe transversale d’une pièce U-Shin (référence 2) qui présente des porosités ; (b) Observation au MEB

Des retassures sont également visibles se caractérisent par une forme irrégulière à travers laquelle les dendrites sont visibles (figure 3.4-(a)).

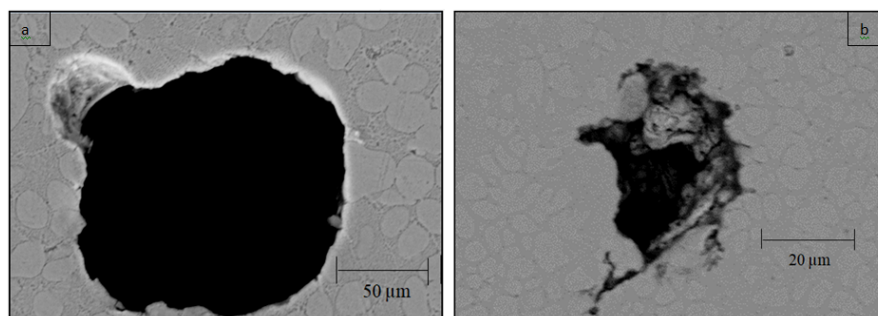


FIGURE 3.4 – (a) Micrographie d’un emprisonnement d’air ; (b) Micrographie d’une retassure au MEB

Les porosités sont les défauts majeurs rencontrés chez U-SHIN. Afin d’étudier la présence de ces défauts dans des pièces moulées sous pression, une méthodologie des plans d’expériences a été mise en place pour étudier l’influence des paramètres opératoires sur la formation des porosités.

## 3.2 Essais injection sous pression : Méthodologie de travail

Afin d'étudier et déterminer les liens entre les paramètres d'entrées et les paramètres de sorties d'un procédé, un plan d'expériences peut être mis en place. Cette méthodologie cherche à établir les liens existant entre les variables d'entrée, appelées facteurs, et les variables de sorties, appelées réponses.

### 3.2.1 Problématique de l'étude

La problématique de notre étude concerne la formation de porosités dans les pièces U-Shin moulées sous pression. Ces dernières engendrent des pertes financières liées à la non qualité, et nuisent à la compétitivité de l'entreprise dans le marché automobile.

### 3.2.2 Objectifs de l'étude

Les objectifs principaux de l'étude sont :

- Comprendre le mode de pilotage de la presse Agrati et le vocabulaire machine associé.
- Définir et quantifier parmi un ensemble de paramètres procédés les plus influents sur la formation des porosités.

Les différents freins identifiés pour répondre à ces objectifs sont les suivants :

- La disponibilité de la machine Agrati
- Le manque de compréhension de certains paramètres de pilotage de la presse : de nombreux paramètres opératoires à régler, imprécision et manque d'informations sur leur définition respective et leur impact sur le cycle d'injection (guide d'utilisation de la presse Agrati pas assez détaillé).

### 3.2.3 Démarche de résolution

Afin d'atteindre les objectifs cités précédemment, deux plans d'expériences successifs sont proposés :

- Un plan OFAT (One Factor At Time) qui a un double objectif : la compréhension du pilotage de la machine et la pré-définition des étendues des facteurs d'entrées.

— Le second, résultant des analyses du premier plan, permettra d'étudier les effets et les interactions des différents facteurs d'entrée. Les résultats de la première étape seront présentés dans ce manuscrit.

### 3.3 Protocole expérimental et analyse des résultats

#### 3.3.1 Dispositif expérimental

Pour comprendre l'influence des paramètres opératoires sur la formation des porosités dans des pièces automobiles fabriquées en fonderie sous pression, une pièce en Zamak5, cardan VW (figure 3.5), représentative de la production U-Shin, a été sélectionnée par l'équipe de Nevers.

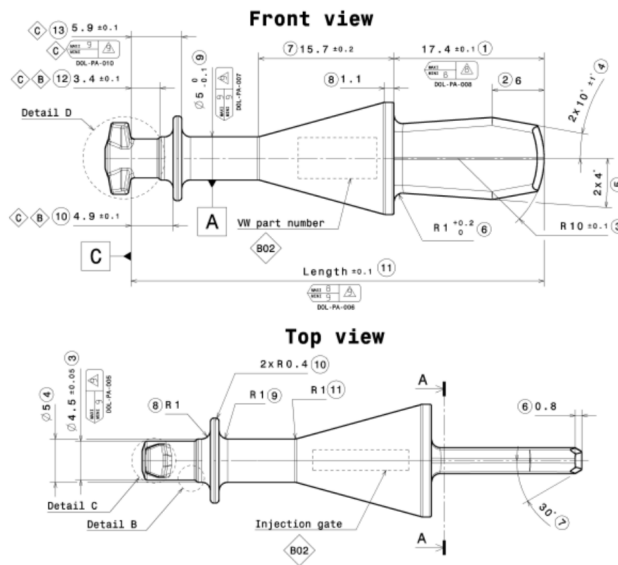


FIGURE 3.5 – Dessin de définition du cadran VW481

La modélisation numérique de la grappe (Figure 3.6) a été définie par le bureau d'études de U-Shin Nevers.

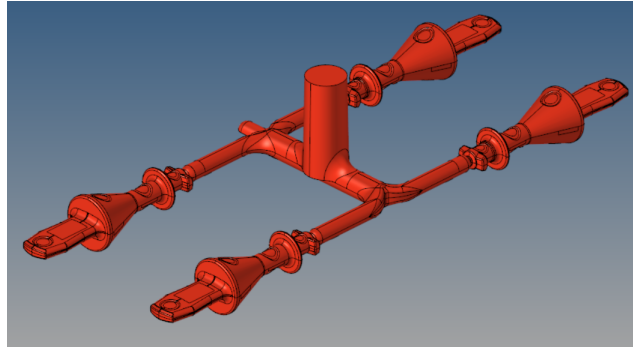


FIGURE 3.6 – CAO de la grappe

Des numéros, attribués aux pièces de la grappe (1 à 4) (figure 3.7-(b)), sont usinés dans l’empreinte du moule. Ils seront utiles pour pour le dépouillement des essais.



FIGURE 3.7 – (a) Demi moule mobile, (b) Zoom d’une empreinte

Le moule a été instrumenté avant la réalisation des essais avec :

- un capteur de pression piézo-électriques à quartz (type 6157C de la marque KISTLER) utilisé pour mesurer la pression du métal injecté à l’intérieur de l’empreinte. Ce capteur de pression a été étalonné avant le début des essais. Il est positionné dans le moule mobile, au niveau de l’empreinte de la pièce référencée 1 (Figure 3.8).

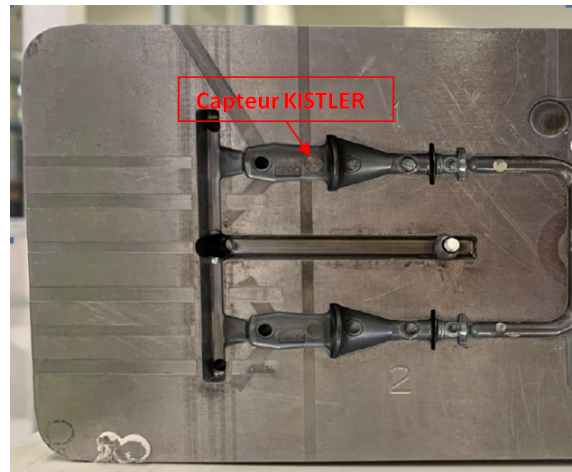


FIGURE 3.8 – Positionnement du capteur de pression

- un thermocouple de type J, est instrumenté afin de mesurer la température de l'outillage. Ce dernier sera utilisé pour s'assurer de la stabilité de la température du moule lors de la phase d'essais. Les données seront utilisées pour la simulation numérique d'injection.



FIGURE 3.9 – Positionnement du thermocouple type J

Ces deux capteurs sont reliés à un système d'acquisition (figure 3.10 et 3.11).

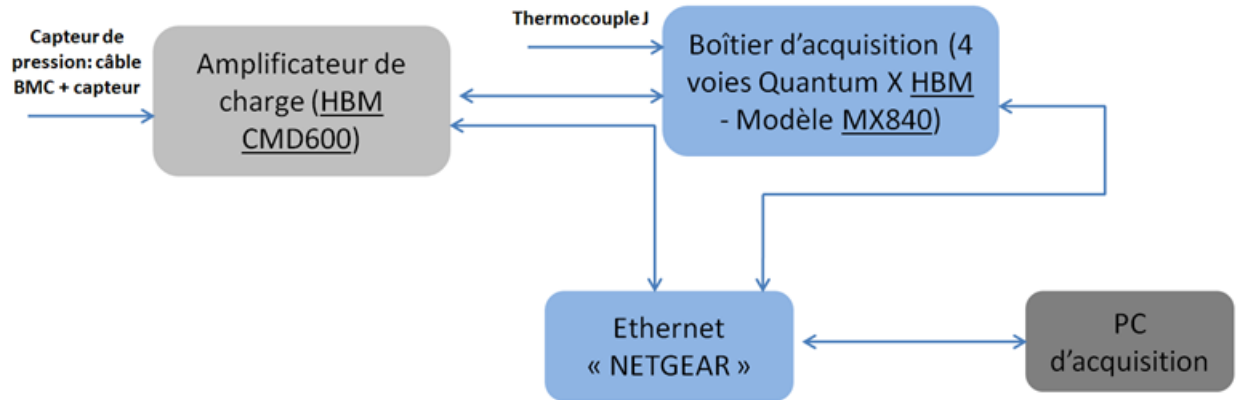


FIGURE 3.10 – Schéma explicatif pour la chaîne d'acquisition

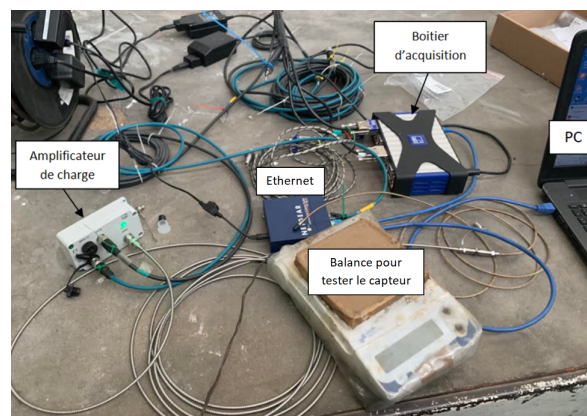


FIGURE 3.11 – test la chaîne d'acquisition

La figure 3.12 présente la presse utilisée pour les essais (80 tonnes), de marque Agrati.



FIGURE 3.12 – La presse Agrati

Pour chaque jeu de paramètres opératoires, défini par le terme "essai", les 5 premières grappes injectées sont écartées. L'analyse est effectuée sur les 5 grappes suivantes afin de stabiliser les conditions opératoires.

### 3.3.2 Les facteurs d'étude

Le choix de ces facteurs a été fait en plusieurs étapes :

- Phase 1 : listing de tous les paramètres opératoires variables dans un cycle d'injection sous pression (Annexe 1).
  - Phase 2 : limitation de la liste aux paramètres réglables sur la machine.
- Dans notre étude, les facteurs retenus sont :
- V1 : vitesse de 1ère phase correspondant à la vitesse d'avancement du piston pour remplir les canaux d'alimentation.
  - V2 : vitesse de 2ème phase correspondant à la vitesse du piston pour remplir les empreintes.
  - Le temps de compression correspondant au temps nécessaire pour les deux premières phases d'injection et pour la phase de compression (figure 3.13).



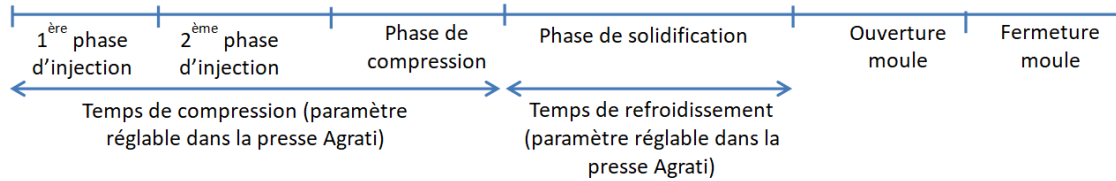


FIGURE 3.13 – Définition des paramètres de "temps" réglables sur la presse Agrati

- La course de commutation : correspondant à la course de fin de phase et de début de phase 2 (commutation de la vitesse du piston de V1 à V2).
- La course de pré-injection : correspondant à la course effectuée par le piston avant la fermeture du moule. L'objectif de ce facteur est de pouvoir amener le métal le plus loin possible dans le gooseneck afin d'éliminer le maximum d'air du "circuit" avant le début de l'injection du métal dans le moule.

### 3.3.3 Plans d'essais

#### — Choix des paramètres

Le tableau 3.2 regroupe la totalité des essais ayant été effectués dans la campagne. Les autres paramètres comme la pression de maintien, la température du bain de fusion et la vitesse du poteyeur ont été fixés et leurs valeurs correspondent aux celles utilisées actuellement par U-Shin pour la production de ce cardan (tableau 3.1) :

Paramètre	Valeur
Pression de maintien	140 bar
Température du bain de fusion	430°C
Vitesse du poteyeur	1.5 m/s

TABLE 3.1 – Les paramètres fixes définis de l'étude

Les niveaux choisis pour les différents facteurs ont été définis à partir du retour d'expériences concernant l'injection de pièces de gabarit similaire chez U-Shin.

N série	N essai	Course de pré-injection (mm)	Vitesse d'injection V1 (m/s)	Vitesse d'injection V2 (m/s)	Course de commutation (mm)	temps de compression (s)
Série1	E11	0	0.06	0.6	20	0.1
	E12	0	0.06	0.8	20	0.1
	E13	0	0.06	1	20	0.1
Série2	E21	0	0.03	0.8	20	0.1
	E22	0	0.06	0.8	20	0.1
	E23	0	0.09	0.8	20	0.1
Série3	E31	0	0.06	0.6	40	0.1
	E32	0	0.06	0.8	40	0.1
	E33	0	0.06	1	40	0.1
Série4	E41	0	0.03	0.8	40	0.1
	E42	0	0.06	0.8	40	0.1
	E43	0	0.09	0.8	40	0.1
Série5	E51	0	0.06	0.6	40	0.1
	E52	12.5	0.06	0.6	40	0.1
	E53	25	0.06	0.6	40	0.1
Série6	E61	0	0.06	0.6	40	0.3
	E62	0	0.06	0.8	40	0.3
	E63	0	0.06	1	40	0.3

TABLE 3.2 – Référencement des essais réalisés

### — Détermination des effets et des interactions

Pour un plan d'expériences donné, chacun des essais est formalisé selon un système de codage permettant de définir la matrice d'expérimentations.

En effet, certaine variation de facteur pris en compte induit une variation au niveau de la réponse mais à des échelles différentes, dans notre cas la réponse c'est le taux de porosité globale. L'effet d'un facteur à un niveau  $i$  est alors défini par la différence entre la moyenne des réponses pour lesquelles le facteur est au niveau  $i$  et la moyenne générale des réponses (Figure 3.14). Les plans factoriels permettent également de déterminer les interactions d'ordre  $n$  entre les différents facteurs. Prenons l'exemple d'un plan factoriel à 2 facteurs A et B, ayant respectivement 3 et 2 niveaux. L'interaction entre A et B est nulle si graphiquement les courbes  $Y = fct(NiveauA)$  sont parallèles, quel que

soit le niveau de B (Figure 4.15).

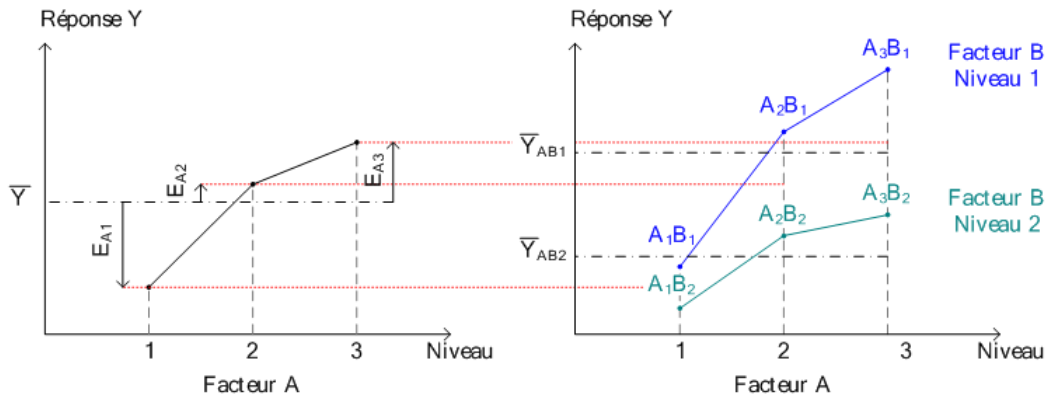


FIGURE 3.14 – Illustration de l’effet de A (à gauche) et de l’interaction entre A et B (à droite) pour un plan à deux facteurs A (3 niveaux) et B (2 niveaux).

#### — Analyse de la variance

L’analyse de la variance est appelée « Analysis of Variance » dans la littérature anglo-saxonne ; son appellation est couramment abrégée en ANOVA. Son principe est basé sur la décomposition de la variance en deux parties : une composante factorielle (relative à l’équation de régression ou au modèle utilisé) et une composante résiduelle [JEAN-JACQUES DROESBEKE (1997)] (Annexe 2). Ces composantes factorielle et résiduelle seront représentées par des carrés moyens (des variances). Le rapport entre ces deux variances, pour un facteur ou une interaction fixé, est calculé puis comparé à une valeur théorique  $F_i$  issue de la loi de Fisher. Si le rapport obtenu est plus important que la valeur  $F_i$ , alors le facteur est considéré significatif, sinon ces termes peuvent être rejetés (supprimés de l’étude) et considérés comme facteurs non influents. Cette valeur théorique dépend du niveau de confiance  $\alpha$  que l’on associe à la réponse. Dans notre étude, nous avons choisi un coefficient  $\alpha$  de 95%. Ceci sous-entend que les réponses étudiées sont réparties suivant une loi normale.

#### — Fractionnement des essais

Pour la première phase, les essais réalisés ont été effectués en suivant un plan OFAT (One Factor At Time). Afin d’assurer un maximum de robustesse aux résultats (puisque les effets des facteurs sont ainsi étudiés indépendamment

les uns des autres), il est nécessaire de vérifier l'orthogonalité des plans. On dit qu'un plan d'expériences ou qu'un ensemble d'essais est orthogonal lorsque pour tout couple de facteurs  $(x_i, x_j)$ , chaque niveau de l'un est associé à chaque niveau de l'autre un même nombre de fois, indépendamment du couple choisi. Pour cette raison, l'analyse des résultats a donc été effectuée en 4 parties distinctes. Il a également été décidé d'inclure dans le dépouillement l'étude de la position de la pièce dans la grappe (P) et l'influence de la grappe prélevée (G) (Trois grappes ont été étudiées par jeux de paramètres opératoires). L'objectif est notamment de vérifier que l'influence de la grappe prélevée est non significative pour s'assurer que le procédé d'injection est répétable.

### **Série d'essais 5 :**

Dans cette série d'essais, trois facteurs sont testés : la course de pré-injection ( $C_p$ ), le numéro de la grappe prélevée (G) et la position de la pièce (P) (Tableau 4.3)

	Facteurs	Unités	Niveau 1	Niveau 2	Niveau 3	Niveau 4
S5	$C_p$	mm	0	12.5	25	
	G		1	2	3	
	P		1	2	3	4

TABLE 3.3 – Définition des niveaux des facteurs pour la série 5

Déterminons le degré de liberté ddl associé à ce plan. Pour rappel, le ddl associé à chaque facteur est égal à son nombre de modalités moins 1, et celui associé à chaque interaction est égal au produit des ddl des facteurs mis en jeu. Toutes les interactions d'ordre supérieur à trois sont supposées nulles dans cette étude. Seules les interactions d'ordre 2 sont prises en compte. Le ddl associé au modèle ainsi fixé (Eq. 3.3.3) est donc de 24.

$$Y = a_0 + a_1.C_p + a_2.G + a_3.P + a_4.C_p.G + a_5.C_p.P + a_6.G.P \quad (3.1)$$

$$Y = a_0 + a_1.Cp + a_2.G + a_3.P + a_4.Cp.G + a_5.Cp.P + a_6.G.P$$

$$\begin{cases} niv & 3 & 3 & 4 & 9 & 12 & 12 \\ ddl & 1 & 2 & 2 & 3 & 4 & 6 \end{cases}$$

Le plus petit commun multiple (PPCM) du produit du nombre de niveaux de tous les effets et interactions prises deux à deux, est un facteur primordial pour déterminer si un plan vérifie la propriété d’orthogonalité. Pour la valider, le nombre d’essais doit être un multiple de ce PPCM. Un exemple de calcul est présenté sur la Figure 3.15. Le formalisme défini par Pillet a été utilisé [M (1997)]. Finalement, le PPCM associé au modèle défini ci-dessus est de 36.

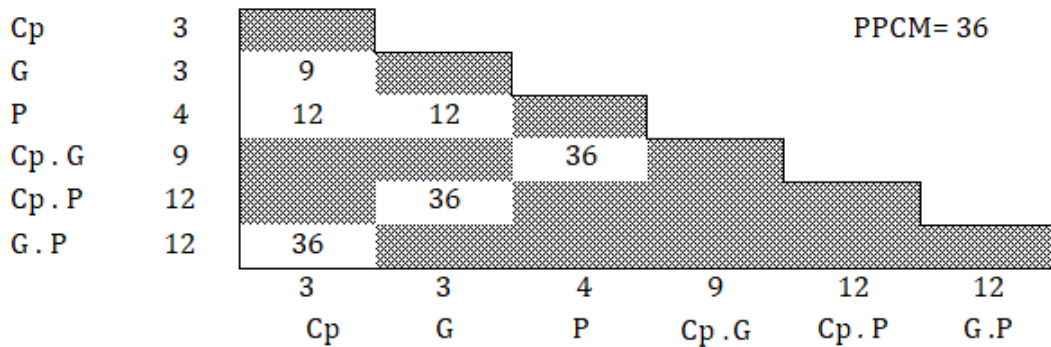


FIGURE 3.15 – Calcul du PPCM

Etant donné que le degré de liberté du modèle fixé (Eq. 3.3.3) est inférieur au PPCM, le nombre d’essais à réaliser afin de déterminer l’ensemble des constantes des modèles et de vérifier l’orthogonalité des systèmes, est de 36.

**Séries d’essais 3 et 6 :**

Malgré l’utilisation d’un plan OFAT, quelques recoupements de série peuvent être effectués tout en garantissant la contrainte d’orthogonalité du plan. C’est le cas des séries 3 et 6, qui permettent de tester simultanément 4 facteurs : le temps de compression (T), la vitesse de seconde phase (V2), le numéro de la grappe prélevée (G) et la position de la pièce (P) (Tableau 3.4)

	Facteurs	Unités	Niveau 1	Niveau 2	Niveau 3	Niveau 4
S3/S6	T	s	0.1	0.3		
	V2	m/s	0.6	0.6	1	
	G		1	2	3	
	P		1	2	3	4

TABLE 3.4 – Définition des niveaux des facteurs pour les séries 3 et 6

72 essais doivent être réalisés afin de déterminer l'ensemble des constantes du modèle (intégration des interactions d'ordre 2).

Il est à noter que les temps de compression initialement prévus pour les essais étaient de 1 et 3s, encadrant ainsi la valeur utilisée par U-Shin sur cette pièce (2s). Des essais préliminaires réalisés sur la machine ont montré que le temps de compression dans cette zone de fonctionnement masquait l'influence de tous les autres paramètres en forçant le métal à entrer dans l'empreinte en fin de cycle. Les différences de masse observées entre les échantillons n'étaient alors pas significatives, ce qui excluait ainsi la compréhension du rôle des autres paramètres intervenant en amont dans le process (V1, V2, temps de commutation, course de pré-injection). Un point de fonctionnement différent a été testé pour observer une variation de masse et ainsi analyser les effets des paramètres pré-cités. Ceci impacte indéniablement la qualité des pièces produites qui se retrouvent avec des taux de porosité globale beaucoup plus importants que ceux préconisés dans le cahier des charges. L'objectif étant ici de comprendre le fonctionnement de la machine et non de produire des pièces bonnes, ce choix a été effectué.

### **Séries d'essais 6 :**

Dans cette série d'essais, trois facteurs sont testés : la vitesse de seconde phase (V2), le numéro de la grappe prélevée (G) et la position de la pièce (P) (Tableau 3.5)

	Facteurs	Unités	Niveau 1	Niveau 2	Niveau 3	Niveau 4
S6	V2	m/s	0.6	0.6	1	
	G		1	2	3	
	P		1	2	3	4

TABLE 3.5 – Définition des niveaux des facteurs pour la série 6

Suite à un raisonnement similaire à celui réalisé à une étude similaire à celle réalisée pour la série d'essais 5, 36 essais doivent être réalisés pour chacune des deux séries, afin de déterminer l'ensemble des constantes du modèle (intégration des interactions d'ordre 2).

#### Séries d'essais 1 et 3 / Séries d'essais 2 et 4 :

Afin de garantir le principe d'orthogonalité, l'étude des séries 1-3 et 1-4 a dû être séparée. Ces séries permettent de tester simultanément 4 facteurs : la course de commutation (Cc), la vitesse de seconde phase (V2), le numéro de la grappe prélevée (G) et la position de la pièce (P) (Tableau 3.6).

N° PE	Facteurs	Unités	Niveau 1	Niveau 2	Niveau 3	Niveau 4
S1/S3	Cc	mm	20	40		
	V2	m/s	0.6	0.8	1	
	G		1	2	3	
	P		1	2	3	4
S2/S4	Cc	mm	20	40		
	V1	m/s	0.03	0.06	0.09	
	G		1	2	3	
	P		1	2	3	4

TABLE 3.6 – Définition des niveaux des facteurs pour les séries 1-3 et 2-4

72 essais doivent être réalisés afin de déterminer l'ensemble des constantes du modèle (intégration des interactions d'ordre 2).

### 3.3.4 Réponses étudiées

Avant de passer aux pesées, une préparation des échantillons est effectuée : dégrappage des pièces, limage de l'excès de métal au niveau du seuil d'injection.

Dans notre étude, deux types de réponses sont analysés : le taux de porosité global au travers de la pesée air-eau et le taux de porosité local au travers d'une étude des micrographies.

— **Le taux de porosité global :**

Le taux de porosité global est déterminé par la méthode de pesée air-eau, qui permet de calculer le volume total des porosités internes formées comprenant les macro-retassures, les micro-retassures et les porosités gazeuses (emprisonnements d'air).

La mesure de la densité compte sur la pesée de l'échantillon dans l'air (sur le plateau supérieur [9] du kit (figure 3.17-a)) et sur la pesée du même échantillon plongé dans le liquide (sur le plateau inférieur [11] du kit (figure 3.17-b)). Durant les deux pesées, le dispositif expérimental qui permet de tenir la pièce en dehors de l'eau ou de la maintenir dans l'eau, est disposée sur la balance, et la balance est tarée avant de positionner la pièce.

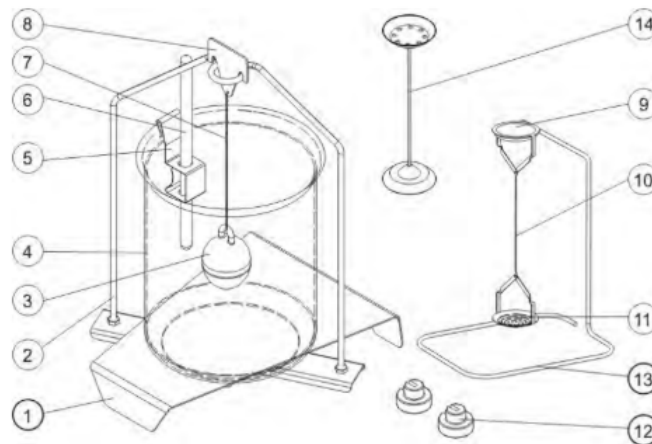


FIGURE 3.16 – Balance de mesure des densités





FIGURE 3.17 – (a) Pesée dans l’air (à gauche) ; (b) Pesée dans l’eau (à droite)

Par une double pesée de la pièce, une fois dans l’air et une autre fois dans l’eau ( $m_{air}$  et  $m_{eau}$ ), le volume des porosités internes est calculé via ces formules :

$$V_p = V_{M+p} - V_M \quad (3.2)$$

$V_p$  le volume des porosités internes formées ( $cm^3$ ).

$V_M$  le volume du métal ( $cm^3$ ).

$V_{p+M}$  le volume du métal avec le volume des porosités internes formées.

$$V_M = \frac{m_{air}}{\rho_{Zamak5}} \quad (3.3)$$

Et, par la poussée d’Archimède :

$$V_{p+M} = \frac{m_{air} - m_{eau}}{\rho_{eau}} \quad (3.4)$$

D’où, en combinant les 3 équations précédentes

$$V_p = \left( \frac{m_{air} - m_{eau}}{\rho_{eau}} \right) - \frac{m_{air}}{\rho_{Zamak5}} \quad (3.5)$$

Avec :

$m_{air}$  la masse de la pièce dans l'air mesurée par la balance ( $g$ ).

$m_{eau}$  la masse de la pièce plongée dans l'eau mesurée par la balance ( $g$ ).

$\rho_{Zamak5}$  est la masse volumique théorique de notre alliage "Zamak5" ( $g/cm^3$ ). Cette valeur, de  $6.72 g/cm^3$ , est la densité du zamak5 utilisée par U-Shin.

Le taux de porosité global est alors défini par  $f_p(\%)$  :

$$f_p(\%) = \frac{V_p}{V_{M+p}} * 100 \quad (3.6)$$

$$f_p(\%) = \left(1 - \frac{m_{air}}{m_{air} - m_{eau} \rho_{Zamak5}}\right) * 100 \quad (3.7)$$

Au préalable, la répétabilité du moyen de mesure a été définie. Pour cela, une pesée de pièce a été répétée 5 fois successivement dans l'air. La même manipulation a été effectuée dans l'eau puisque le dispositif expérimental change légèrement de configuration. Les résultats obtenus sont présentés dans le Tableau 3.7.

	Pesée air (g)	Pesée eau (g)
	10.5631	8.8816
	10.5633	8.8651
	10.5651	8.8774
	10.5699	8.8887
	10.5685	8.8843
$\mu$	10.5660	8.8794
$\sigma$	0.0031	0.009
RSD	0.029 %	0.101 %

TABLE 3.7 – Étude répétabilité balance - résultats de pesée

L'écart type relatif des pesées effectuées est très faible : 0,029 % pour les pesées dans l'air, et 0.101 % pour les pesées dans l'eau.

— **Le taux de porosité locale :**

La mesure de taux de porosité locale est quant à elle appliquée dans le laboratoire de U-SHIN suite à une demande du client. Suivant le dessin de

définition du document E1104828 (figure 3.5), le client impose les plans de découpes pour l'analyse des porosités (Figure 3.18).

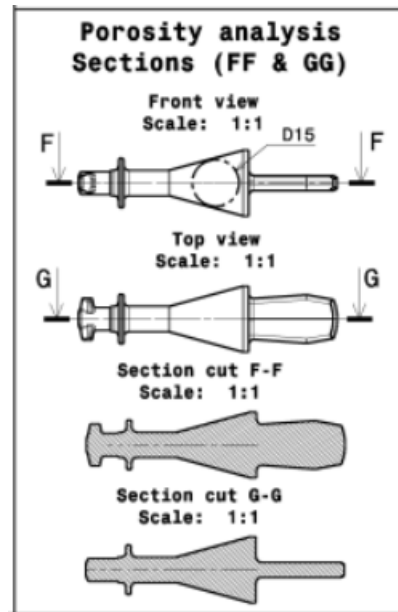


FIGURE 3.18 – Définition des sections - Analyse de porosités locales

Les zones visées sont clairement spécifiées sur le dessin de définition (les zones qui sont sollicitées mécaniquement). Pour cette référence, la norme client est définie comme suit : le pourcentage de porosité local doit être inférieur à 10% sauf dans la partie conique où le pourcentage autorisé est de 15%. Cette zone est définie par la plus grande zone disponible dans la section de la pièce. Cette méthode permet d'identifier les porosités sur une coupe de la pièce en effectuant une observation au microscopique optique, puis en effectuant une analyse d'image. Elle présente l'avantage d'obtenir certaines caractéristiques géométriques de la porosité comme le diamètre et la forme. Ces données sont importantes car les dimensions conditionnent la tenue mécanique de la pièce. Cette analyse va également nous permettre de récupérer l'indice de sphéroïdité des porosités, permettant ainsi de séparer les porosités de type gazeuse, de celles des retassures. La préparation des pièces pour les observations au microscope optique (MO) est réalisée en plusieurs étapes. Tout d'abord, les pièces sont coupées (Figure 3.3.4) suivant les

plans identifiés F-F et G-G (figure 3.18). Puis, chaque partie est polie à l'aide de papiers abrasifs de plus en plus fins afin d'obtenir la qualité suffisante pour observer les porosités (P800, P1200, P2000 et P4000). Ensuite, un polissage à pâte diamantée ( $3\mu\text{m}$ ) est effectué sur des disque feutres spécifiques. Après réalisation d'une micrographie, une analyse d'image est effectuée via le logiciel Image J et son module Fidji (détail de la procédure en Annexe 3).

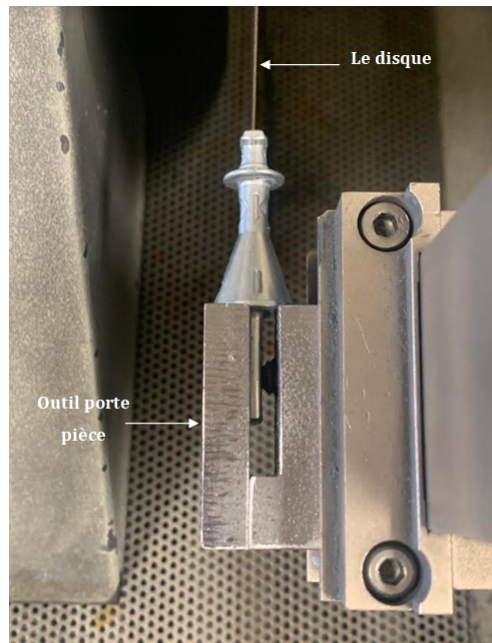


FIGURE 3.19 – Dispositif de découpe

— **Résultats U-SHIN :**

La fonderie U-Shin a réalisé des tests sur des pièces prélevées aléatoirement dans la production. Les paramètres opératoires effectifs sur la presse étaient les suivants :

- Temps de compression = 2s ;
- Température de bain de fusion =  $415^{\circ}\text{C}$  ;
- Pression de maintien = 70 bar ;
- vitesse V1= 15 tr% ;
- vitesse V2= 45 tr%.

Ces pièces ont été moulées sur des anciennes presses Frech 50T. La vitesse est réglable manuellement : c'est une manette qui compte le nombre de tours.

Les résultats (Tableau 3.8) d'analyse de porosité par la méthode des pesées air-eau ont été fournis par la fonderie le site de Nevers.

Pièces	Taux de porosité global (%)
Pièce 1	2,5932 %
Pièce 2	2,2324 %
Pièce 3	1,0525 %
Pièce 4	1,4761 %

TABLE 3.8 – Taux de porosité global

### 3.3.5 Analyse du taux de porosité

#### — Analyse d'un signal d'acquisition via les capteurs machine :

Il est possible de visualiser sur l'interface de la presse l'évolution de la course du piston, de sa vitesse et de la pression au cours du temps. Malheureusement, seules les valeurs maximales atteintes de ces différentes variables peuvent être exportées vers un tableur en sortie machine. C'est pourquoi des photos de l'interface ont été prises, ce qui limite cependant l'exploitation possible des données pour la compréhension du pilotage de la machine.

La figure 3.20 montre un écran de visualisation des résultats (superposition de plusieurs courbes correspondant aux différents essais effectués pour la série 43). Les signaux ne sont affichés qu'une fois la course de pré-injection terminée puisque le moule est ouvert durant cette phase (pression nécessaire nulle). L'ordonnée à l'origine de la courbe de la course (bleu) correspond donc à la course de pré-injection.

La phase 1 est repérée par le niveau bas de la vitesse d'injection (en vert). La commutation en vitesse d'injection phase 2 s'effectue lorsque la consigne de la course de commutation du piston est atteinte (en bleu). L'augmentation de la vitesse d'injection s'effectue alors.

Sur la courbe de pression, un premier changement de pente, plutôt léger, a lieu au passage entre la 1ère et la 2ème phase. Un second changement de pente, beaucoup plus brutal, marque le début du temps de compression ( $T_c$ ). Pour le critère de commutation, il n'est pas possible de le conclure malgré la multiplicité des cas étudiés, ceci à cause de multiples facteurs. Le phénomène que l'on souhaite observer est beaucoup trop court au vu de la résolution temporelle des données disponibles sur l'affichage de la machine et des temps

caractéristiques de réponse de la machine (lien asservissement / tps réponse : dynamique de la machine trop lente illustrée par les ondulations sur la courbe verte).

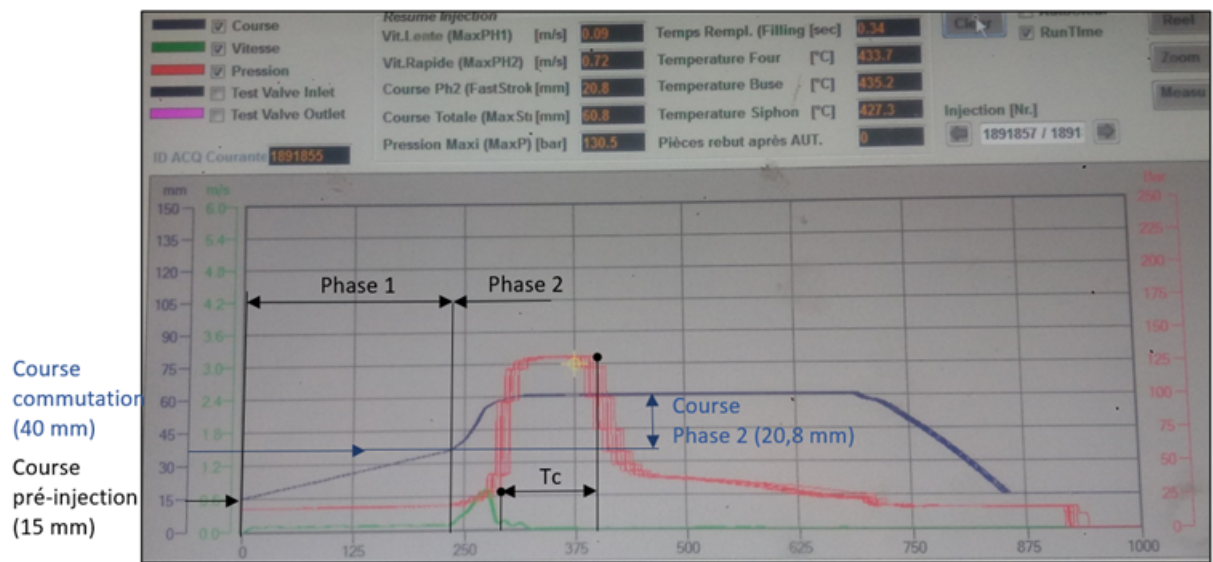


FIGURE 3.20 – Affichage variables machines (série 43)

Afin de piloter au mieux le cycle d'injection, il serait surtout important de faire le lien entre la course du piston et le positionnement du métal dans l'empreinte (ou le volume injecté dans l'empreinte). Effectivement, le principe de l'injection est de remplir la carotte avec la vitesse  $V_1$ , et de remplir l'empreinte du moule avec la vitesse  $V_2$  afin d'obtenir une qualité de pièce optimale (minimisation des oxydes tout en assurant le remplissage de l'empreinte). Il est donc nécessaire de connaître la valeur de la course du piston lorsque le métal arrive au niveau de l'empreinte, qui nous permettrait de définir la course de commutation entre  $V_1$  et  $V_2$  (non connue en raison de l'utilisation d'une presse à chambre chaude). Ainsi, la loi de pilotage de la vitesse d'injection en fonction de la course piston pourrait être défini. Afin de remplir cet objectif, des essais préliminaires en injection interrompue ont été effectués. Pour cela, seule une vitesse  $V_1$  a été renseignée dans le profil de vitesse entre la course 0 du piston et une course cible correspondant à la

course de commutation  $V1/V2$  recherchée. Cette vitesse  $V1$  est définie à une valeur faible ( $0,06\text{m/s}$ ) afin que le métal n'ait pas trop d'inertie pour se figer une fois la course cible atteinte, et ainsi définir le plus précisément possible sa valeur. A chaque injection, l'objectif était de regarder la grappe obtenue, et, en augmentant progressivement la valeur de la course cible, définir la valeur pour laquelle le métal arrivait simplement au niveau de la surface de joint. Malheureusement, la machine s'est systématiquement mise en défaut lors de la réalisation de ces essais, car le métal se solidifiait prématurément, ce qui nécessitait l'intervention d'un opérateur pour sortir le morceau de grappe injecté (pas d'éjecteur sur la grappe à ce niveau).

A l'analyse de ces résultats, il paraîtrait aujourd'hui pertinent de réitérer l'opération, mais en commençant par une course cible élevée qui permettrait de remplir la totalité de l'empreinte, et en la diminuant progressivement, arriver au niveau des premier éjecteurs sur le moule. L'inconvénient de cette solution est que la vitesse  $V1$  utilisée devrait être plus importante pour éviter que le métal ne se fige prématurément dans le moule (moins de précision sur le résultat obtenu), mais un ordre de grandeur de cette course cible serait connu.

Une autre solution, pour éviter de mettre la machine en sécurité, consisterait à injecter une première grappe avec un temps de maintien élevée pour s'assurer que la totalité de l'empreinte soit remplie. La course totale ( $C_t$ ) du piston serait alors relevée. L'outil calculatoire disponible sur la presse serait ensuite utilisé pour déterminer la course du piston nécessaire au remplissage de l'empreinte ( $C_e$ ), après avoir renseigné la densité de l'alliage, le diamètre du piston injecteur et le volume de l'empreinte (Figure 3.21). La différence entre ces deux courses ( $C_t - C_e$ ) correspondrait à la course de commutation ( $C_c$ ) idéale entre  $V1$  et  $V2$ , au retrait du métal près (figure 3.22). Dans un souci d'optimisation, une variation de  $C_c$  de plus ou moins 5 % pourrait ensuite être utilisée comme niveaux pour ce facteur d'entrée dans le plan d'expérience.

Poids Spécifique du Métal	[g/cm <sup>3</sup> ]	6.7	Poids Coulée	[g]	33.2	Volume	[cm <sup>3</sup> ]	5.0	Course Pist. Equivalent	[mm]	2.1
Diametre Piston Injecteur	[mm]	55.0	Poids Empre.	[g]	94.0	Volume	[cm <sup>3</sup> ]	14.0	Course Pist. Equivalent	[mm]	5.9

FIGURE 3.21 – Outil calculatoire disponible sur la presse

Pour que cette dernière méthodologie fonctionne, il faut s'assurer que le pilotage ne soit effectué que par le profil de vitesse (pas de pilotage en pression) et/ou que la pression de commutation/de maintien ne soit atteinte que suffisamment longtemps après la consigne V2 atteinte (pour pouvoir observer l'influence de ce second facteur). Pour cela, il faut donc que le volume de l'empreinte soit suffisamment important pour que la dynamique de la machine permette de stabiliser V2 avant de commuter en pression (et ainsi que la dynamique de la machine devienne négligeable) (figure 3.22). Si le volume est trop petit, l'observation de l'influence du facteur V2 sera limité, voire impossible (figure 3.23). C'est le phénomène qui semble avoir eu lieu avec le moule du paddle, où la consigne V2 n'a même pas été atteinte (figure 3.20 –  $V_{2max} = 0,72m/s$  pour une consigne de  $0,8m/s$ ). Il semble donc important de choisir un moule dont le volume de l'empreinte soit en adéquation avec la capacité de la presse.

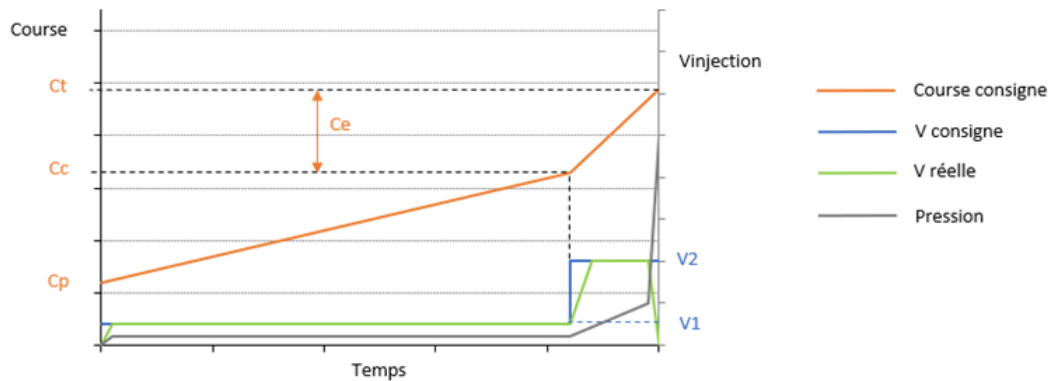


FIGURE 3.22 – Proposition de cycle.



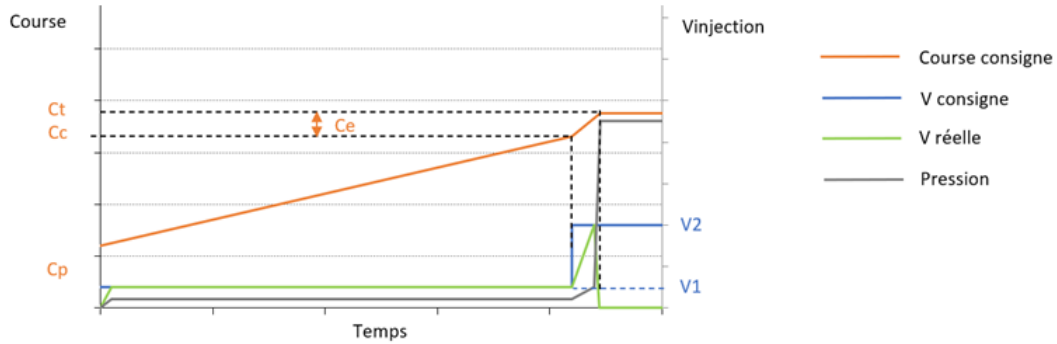


FIGURE 3.23 – Risque si le volume de l’empreinte est trop faible.

— **Influence de la course de pré-injection (série 5) :**

L’analyse de la variance, les graphes des effets et des interactions associés à cette série sont présentés dans le tableau 3.9 et les figures 3.24 et 3.25. Pour rappel, le niveau de confiance  $\alpha$  associé aux réponses a été fixé à 95 % (ANOVA).

Pour rappel, afin d’analyser l’influence de la course de pré-d’injection ( $C_p$ ), le temps de compression a été volontairement positionné à un niveau bas pour ne pas masquer l’impact de  $C_p$ . Ceci explique les taux importants de porosité observés.

Dans le domaine de variation étudié, la course de pré-injection est un facteur significatif sur le taux de porosité globale. Sa contribution aux variations observées est de 33 % (Tableau 3.9). Une diminution du taux de porosité est constatée avec une augmentation de la course de pré-injection (figure 3.24), ce qui semble logique puisque la quantité d’air à évacuer durant le remplissage de l’empreinte est ainsi diminué. Le taux de porosité chute de 42 % entre une course de pré-injection nulle et une valeur de 25mm.

Au vu des résultats obtenus et de la remarque précédente, il est conseillé de sortir cette variable du plan d’expériences pour la future série d’essais à réaliser afin de limiter le nombre d’essais. La valeur maximale autorisée par la presse est à préconiser.

Parallèlement, le facteur grappe échoue aux tests de significativité avec moins de 1 % de contribution. Ceci est rassurant puisque cela nous montre que le process d’injection et de prélèvement des échantillons mis en place sont pertinents (répétable).

S5							
Factor	SS	DoF	V	Rratio	Ffisher	Signif	P(%)
Cp	274.85	2	137.42	21.89	3.89	yes	33%
G	8.71	2	4.35	0.69	3.89	no	1%
P	347.70	3	115.90	18.46	3.49	yes	41%
Cp/G	5.49	4	1.37	0.22	3.26	no	1%
Cp/P	125.7	6	20.95	3.34	3.00	yes	15%
G/P	7.60	6	1.27	0.20	3.00	no	1%
Erreur	75.33	12	6.28				
Total	845.37	36					

TABLE 3.9 – ANOVA associée à la réponse du taux de porosité globale (série 5)

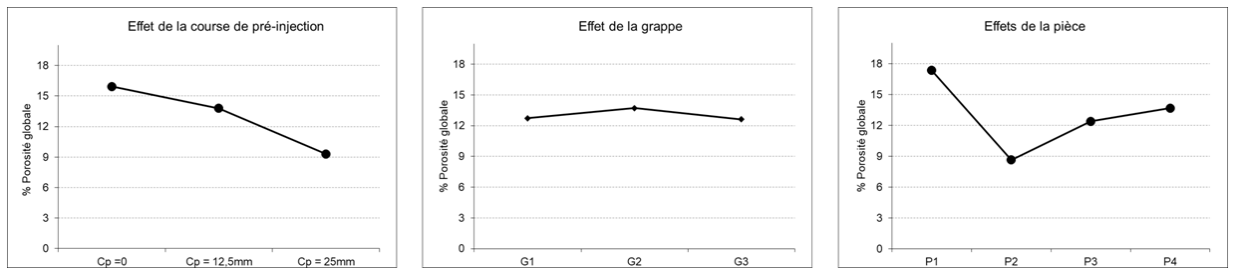


FIGURE 3.24 – Effets sur le taux de porosité globale (série 5)

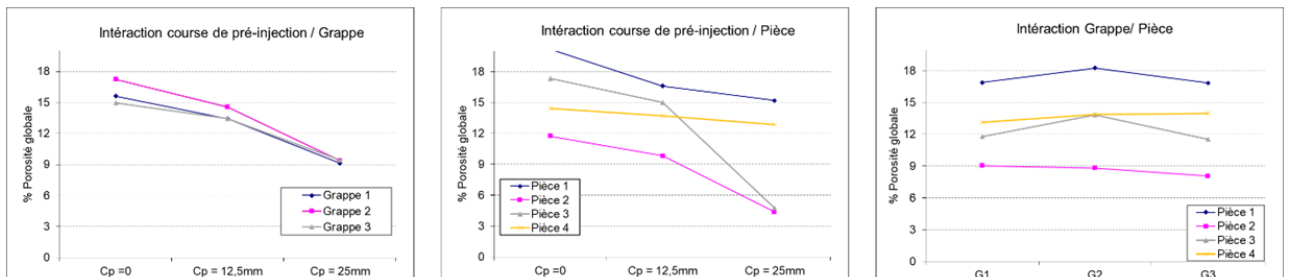


FIGURE 3.25 – Intéactions sur le taux de porosité globale (série 5)

En revanche, il est montré une importance significative de la position de la pièce, responsable de 41 % des variations de porosité dans la pièce. Cela signifie que l'injection dans la grappe ne s'effectue pas du tout de manière homogène entre les différentes empreintes. Nous verrons dans la suite du dépouillement des essais que ce même phénomène est systématiquement observé avec la même tendance de répartition entre les empreintes. Les porosités incluses dans la pièce 1 sont toujours plus importantes que celles des autres empreintes, suivie par les pièces 3 et 4, qui s'établissent autour du même niveau de porosité. L'empreinte 2 est celle qui obtient systématiquement le taux de porosité le plus faible. Différentes hypothèses peuvent être effectuées concernant ce constat : dissymétrie du montage du moule sur la presse par rapport aux vérins d'injection et de fermeture du moule (fuite d'air plus importante possible entre les deux parties du moule sur certaines zones), dissymétrie des empreintes, différence de jeu entre les éjecteurs et le moule fixe entre les différentes empreintes qui favorisent ou non l'évacuation des gaz, différence thermique dans le bloc empreinte. . . Cette dernière piste semble à explorer en raison de la géométrie du système de régulation de température (figure 3.26).

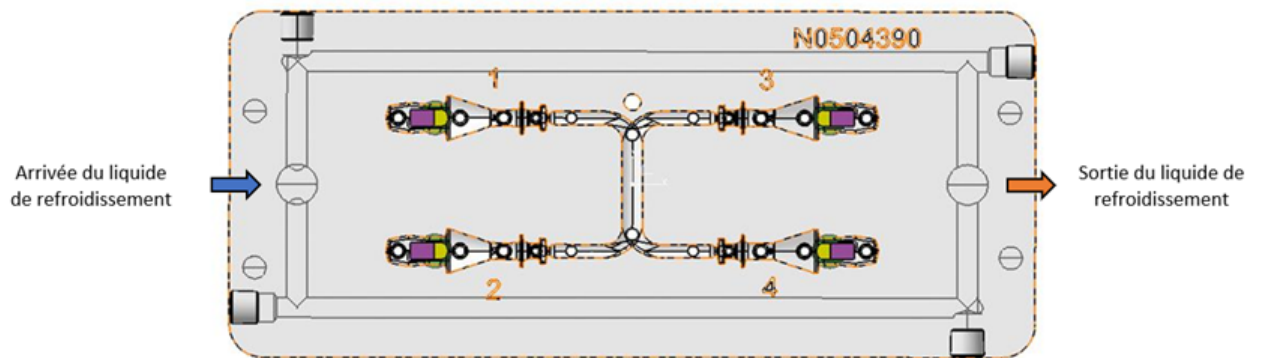


FIGURE 3.26 – Modèle numérique du bloc empreinte

Il est cependant difficile de conclure puisque la géométrie réelle du système de régulation de température est différente de celle présentée sur le modèle numérique, du moins sur les parties visibles en extérieur (figure 3.27 – zones débouchantes des perçages du circuit de refroidissement). Il serait important également de savoir si des bouchons sont positionnés dans le circuit interne

pour favoriser un sens de circulation et éviter les turbulences.

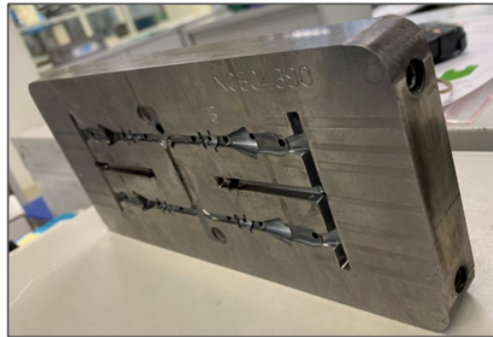


FIGURE 3.27 – Bloc empreinte

— **Influence du temps de compression (séries 3 et 6) :**

L'analyse de la variance, les graphes des effets et des interactions associés à cette série sont présentés dans le tableau 3.10 et les figures 3.28 et 3.29. Pour rappel, le niveau de confiance  $\alpha$  associé aux réponses a été fixé à 95% (ANOVA). Pour rappel, afin de ne pas masquer l'influence des paramètres opératoires autre que le temps de compression (ou du moins limiter le phénomène), ce dernier a été volontairement positionné à des niveaux bas (inférieur à la seconde).

Dans le domaine de variation étudié, le temps de compression est un facteur significatif sur le pourcentage de porosité globale. Sa contribution aux variations observées est de 43 % (Tableau 3.10). Une forte diminution du taux de porosité est constatée avec une augmentation du temps de compression (figure 3.28). Il permet d'une part, de limiter le phénomène de succion au niveau de la buse, et d'autre part, de compenser une partie de la contraction volumique globale de l'alliage, avant que le seuil ne soit figé. Le taux de porosité chute de 70 % entre le niveau bas et le niveau haut du temps de compression (0,1 à 0,3s). Le taux de porosité moyen au temps de compression de 0,3s est de 3,47 %. Les essais U-Shin montre un taux de porosité moyen en production de 1,83 %. Pour le prochain plan destiné à l'amélioration des paramètres opératoires, et au vu des résultats obtenus, il est donc préconisé trois niveaux pour le taux de compression : 0,5s - 1s - 1,5s. Ainsi, une amélioration du temps de cycle global pourra être escomptée. La grappe prélevée ne ressort pas comme un paramètre significatif, ce qui confirme les conclusions de la par-

tie précédente sur ce critère (répétabilité du process). La vitesse de seconde phase est également non significative dans ce plan. Comme précédemment, la position de la pièce ressort comme un facteur influent (13,3 %) – (cf. analyse dans la partie précédente).

S3 et S6							
Factor	SS	DoF	V	Rratio	Ffisher	Signif	P(%)
T	1135.84	1	1135.84	71.68	4.08	yes	43.2%
$V_2$	6.34	2	3.17	0.20	3.23	no	0.2%
G	0.65	2	0.32	0.02	3.23	no	0.0 %
P	350.14	3	116.71	7.37	2.84	yes	13.3%
$T/V_2$	0.70	2	0.35	0.02	3.23	no	0.0%
$T/G$	0.36	2	0.18	0.01	3.23	no	0.0 %
$T/P$	329.31	3	109.77	6.93	2.84	yes	12.5%
$V_2 / G$	3.48	4	0.87	0.05	2.61	no	0.1%
$V_2 / P$	130.46	6	21.74	1.37	2.34	no	5.0 %
$G/P$	36.43	6	6.07	0.38	2.34	no	1.4 %
Erreur	633.83	40	15.85				
Total	2627.54	72					

TABLE 3.10 – ANOVA associée à la réponse du taux de porosité globale (séries 3/6)

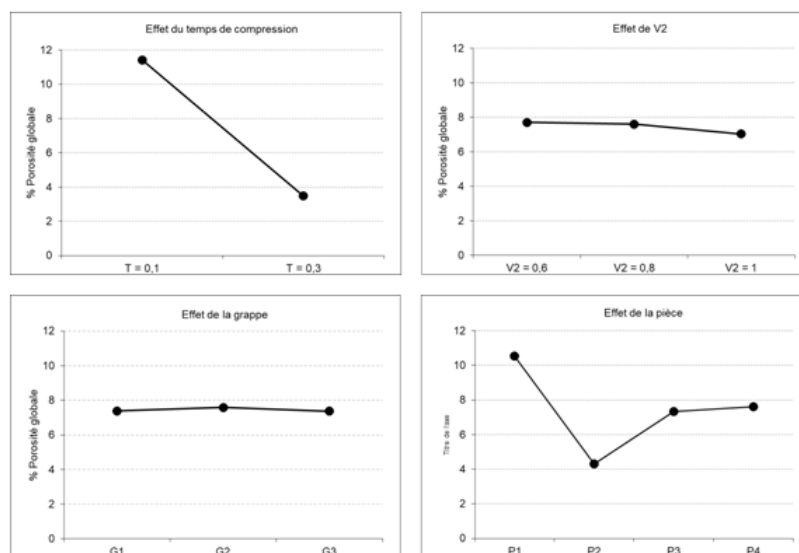


FIGURE 3.28 – Effets sur le % de porosité globale (séries 3/6)

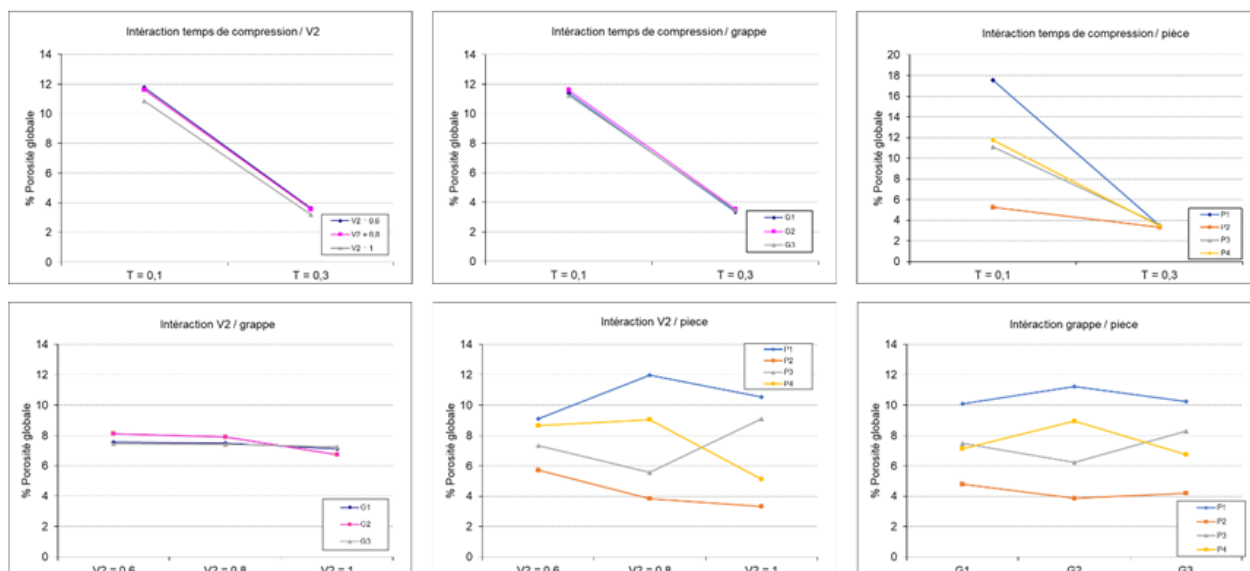


FIGURE 3.29 – Intéractions sur le taux de porosité globale (séries 3/6)

— **Influence de la vitesse de 2ème phase (série 6) :**

L'analyse de la variance, les graphes des effets et des interactions associés à cette série sont présentés dans le tableau 3.11 et les figures 3.30 et 3.31. Pour rappel, le niveau de confiance  $\alpha$  associé aux réponses a été fixé à 95 % (ANOVA).

Pour rappel, ce plan est le seul à connaître des taux de porosité intéressant pour de la production (moyenne de 3,47 %) puisque l'ensemble des essais a été réalisé à un temps de compression de 0.3s.

Le seul paramètre opératoire significatif de ce plan est la vitesse de seconde phase qui explique 16 % des variations du modèle. Plus la vitesse de seconde phase est élevée, et plus le taux de porosité est faible (diminution de 12 % du taux de porosité globale entre la vitesse consigne de 0.6m/s et la vitesse de 1m/s). Ce même phénomène peut être observé dans l'analyse cumulée des séries 3 et 6 (figure 3.28). Cependant, cette influence se retrouvait masquée par l'influence du temps de compression, facteur d'ordre 1 dans la présence de porosité dans la pièce. Le plan présent (série 6) permet donc d'affirmer statistiquement que le paramètre V2 intervient lui aussi dans ce phénomène. Il conviendra donc de le conserver dans le futur plan d'expérience.

Il est important de préciser que les valeurs consignées n'ont pas été atteintes : valeur consigne de 0,6 – 0,8 et 1m/s, valeur maximale relevée de 0,56 – 0,68 – 0,78 m/s. La dynamique de la machine ne permet pas d'atteindre les consignes souhaitées. Les tendances restent exploitables, mais un effet encore plus bénéfique aurait certainement pu être noté si le pilotage de V2 avait pu être suivi. Les niveaux suivants sont préconisés : 0,6 – 1 – 1,4m/s, afin d'amplifier les bienfaits observés par un niveau plus élevé de cette vitesse, même si on ne peut bénéficier ici que de l'effet transitoire de V2 (au vu du couple moule/presse utilisé).

S6							
Factor	SS	DoF	V	Rratio	Ffisher	Signif	P(%)
$V_2$	1.42	2	0.71	4.04	3.89	yes	16%
G	0.21	2	0.11	0.60	3.89	no	2 %
P	0.36	3	0.12	0.68	3.49	no	4 %
$V_2$ /G	1.77	4	0.44	2.52	3.26	no	20%
$V_2$ /P	2.24	6	0.37	2.13	3.00	no	25 %
G/P	0.92	6	0.15	0.87	3.00	no	10 %
Erreur	2.11	12	0.18				
Total	9.03	36					

TABLE 3.11 – ANOVA associée à la réponse de taux de porosité globale (série 6)

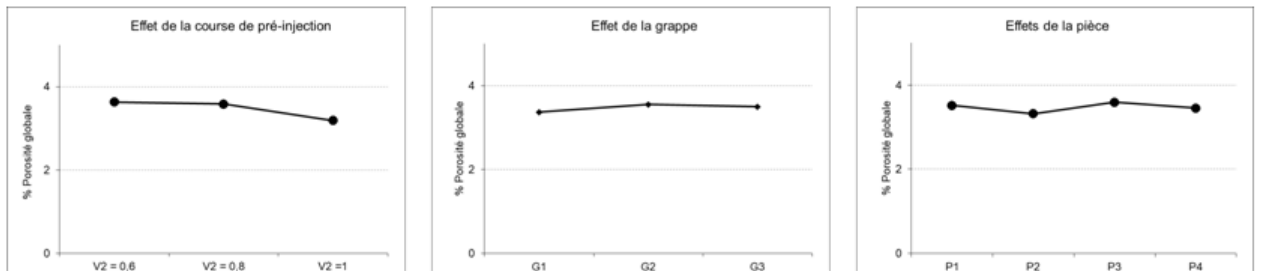


FIGURE 3.30 – Effets sur le taux de porosité globale (série 6)

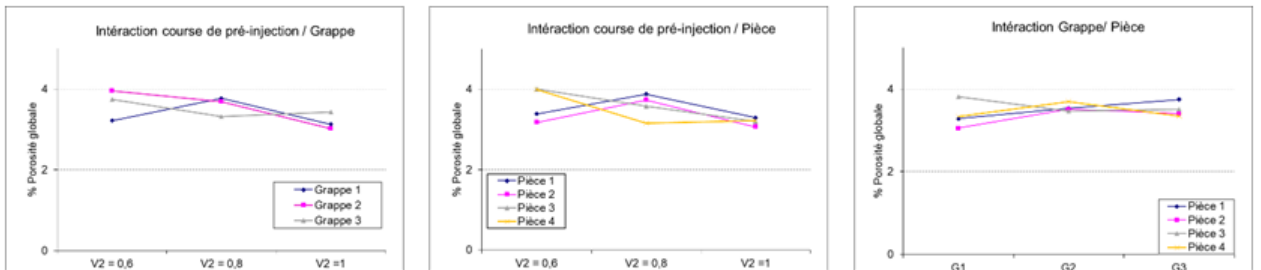


FIGURE 3.31 – Intéractions sur le taux de porosité globale (série 6)



— **Influence du temps de compression et des vitesses V1 et V2 (séries 1-3 et série 2-4) :**

L'analyse de la variance, les graphes des effets et des interactions associés à ces deux jeux de séries sont présentés respectivement dans les tableaux 3.12 et 3.13 et les figures 3.32 à 3.35. Pour rappel, le niveau de confiance  $\alpha$  associé aux réponses a été fixé à 95 % (ANOVA).

Pour rappel, afin d'analyser l'influence des vitesses d'injection, le temps de compression a été volontairement positionné à un niveau bas pour ne pas masquer leur impact. Ceci explique les taux importants de porosité observés (partie 4.2.3-fractionnement des essais).

Le seul paramètre significatif sur le taux de porosité globale dans les deux plans est la position de la pièce. Il explique en moyenne 50 % des variations du modèle (51,5 pour les séries 1-3 et 48,8 % pour les séries 2-4).

Dans la série 2-4, la course de commutation est également déclarée statistiquement significative. Une augmentation de la course de commutation entre V1 et V2 de 20 à 40mm engendre une diminution de 22,8 % du taux de porosité, ce qui est très intéressant. L'utilisation d'une vitesse d'injection V2 au plus tôt dans le cycle d'injection totale ne permet pas une évacuation optimale des gaz présent dans l'empreinte. Le fait de prolonger l'utilisation de la vitesse V1, qui est beaucoup plus faible que V2, le plus longtemps possible durant que le métal remonte dans le gooseneck, permet visiblement de faciliter l'évacuation des gaz dans l'empreinte et de limiter leur présence dans la pièce finale. Au vu des remarques effectuées dans la partie 1-3-1, il est donc intéressant de partir sur une course de commutation égale à la différence entre la course totale et la course nécessaire à remplir l'empreinte ( $C_c = C_t - C_e$ ). Pour le cas de cette pièce, ce point de fonctionnement se trouve à une course  $C_c$  d'environ 55mm. Une amélioration notable semble donc encore possible. Pour le plan d'optimisation, il est préconisé d'utiliser les niveaux de course de commutation suivants :  $- 10 \%. (C_t - C_e) / (C_t - C_e) / 10 \%. (C_t - C_e)$  soit 50 / 55,5 / 61mm pour ce couple moule/pièce.

S3 et S6							
Factor	SS	DoF	V	Rratio	Ffisher	Signif	P(%)
Cc	13.75	1	13.75	0.75	4.08	no	0.6%
V <sub>2</sub>	11.03	2	5.52	0.30	3.23	no	0.5%
G	3.55	2	1.78	0.10	3.23	no	0.1 %
P	1258.32	3	419.44	23.03	2.84	yes	51.5 %
Cc/V <sub>2</sub>	0.29	2	0.14	0.01	3.23	no	0.0%
Cc/G	1.05	2	0.52	0.03	3.23	no	0.0 %
Cc/P	5.03	3	1.68	0.09	2.84	no	0.2%
V <sub>2</sub> /G	36.93	4	9.23	0.51	2.61	no	1.5%
V <sub>2</sub> /P	301.99	6	50.33	2.76	2.34	yes	12.4 %
G/P	83.58	6	13.93	0.76	2.34	no	3.4 %
Erreur	728.44	40	18.21				
Total	2443.95	72					

TABLE 3.12 – ANOVA associée à la réponse du taux de porosité globale (séries 1-3)

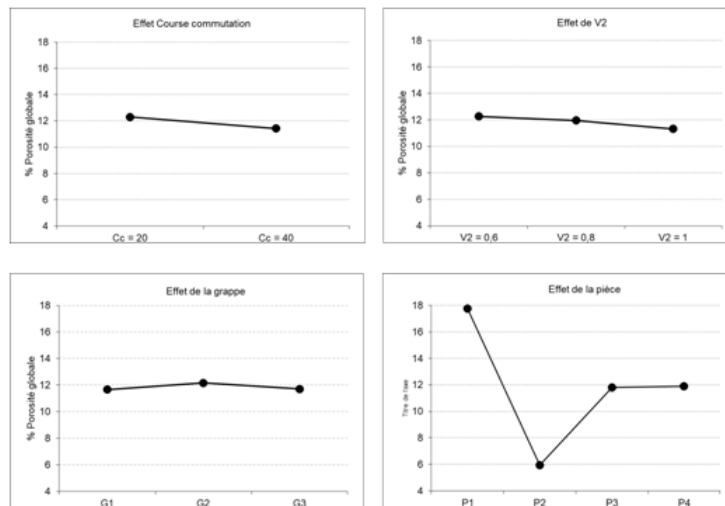


FIGURE 3.32 – Effets sur le % de porosité globale (séries 1-3)

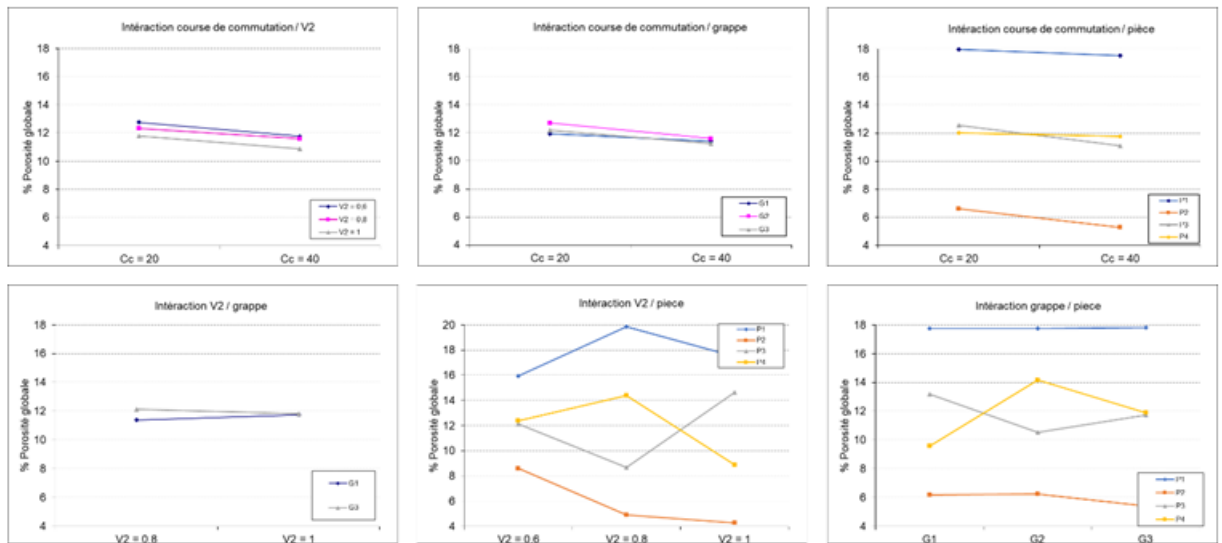


FIGURE 3.33 – Interactions sur le taux de porosité globale (séries 1-3)

S3 et S6							
Factor	SS	DoF	V	Rratio	Ffisher	Signif	P(%)
Cc	189.99	1	189.99	15.77	4.08	yes	7.9%
V <sub>1</sub>	37.64	2	18.82	1.56	3.23	no	1.6%
G	46.81	2	23.40	1.94	3.23	no	2.0 %
P	1071.59	3	357.20	29.65	2.84	yes	44.8 %
Cc/V <sub>1</sub>	48.58	2	24.29	2.02	3.23	no	2.0%
Cc/G	23.65	2	11.83	0.98	3.23	no	1.0 %
Cc/P	248.77	3	82.92	6.88	2.84	yes	10.4%
V <sub>1</sub> / G	36.05	4	9.01	0.75	2.61	no	1.5%
V <sub>1</sub> /P	59.63	6	9.94	0.82	2.34	no	2.5 %
G/P	146.24	6	24.37	2.02	2.34	no	6.1 %
Erreur	481.92	40	12.05				
Total	2390.88	72					

TABLE 3.13 – ANOVA associée à la réponse du taux de porosité globale (séries 2-4)

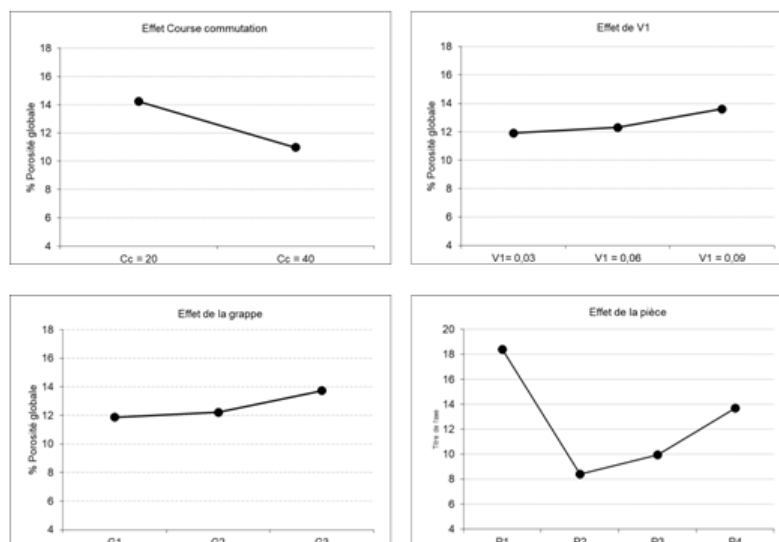


FIGURE 3.34 – Effets sur le % de porosité globale (séries 2-4)

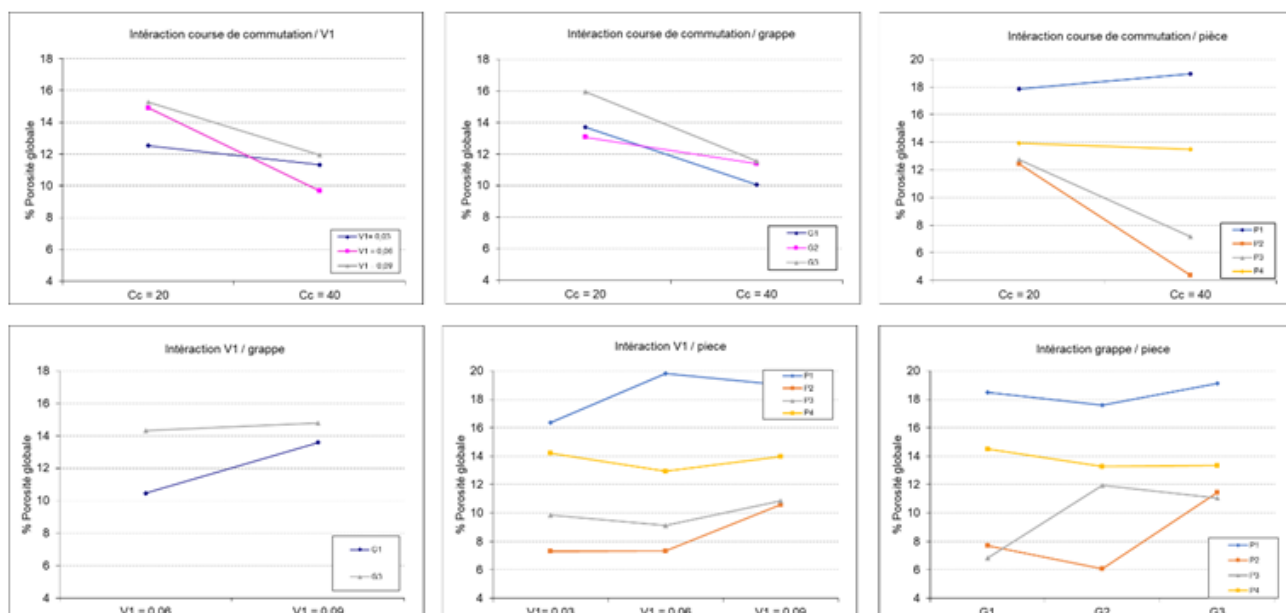


FIGURE 3.35 – Intéractions sur le taux de porosité globale (séries 2-4)

— **Analyse des résultats des observations micrographiques :**

Les analyses des observations micrographiques sont faites sur la pièce N°2 de la série 6. Chaque pièce est coupée en deux parties (figure 3.36).

— La longueur maximale de chaque partie doit être inférieure à 4mm,

— Ne pas couper dans une zone sollicitée mécaniquement

Dans le logiciel "Image J", chaque partie est traitée séparément .

Image J nous fournit la surface de porosité globale (figure 3.36).

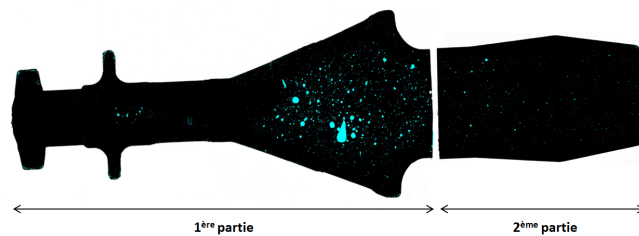


FIGURE 3.36 – Visualisation des porosités dans le plan de coupe

Afin de mesurer le pourcentage de retassures sans prendre en compte les emprisonnements d'air, une condition de circularité a été appliquée (0.7).

Cette condition permet de séparer les retassures (en bleu) par rapport aux emprisonnements d'air (blanc) (figure 3.37).

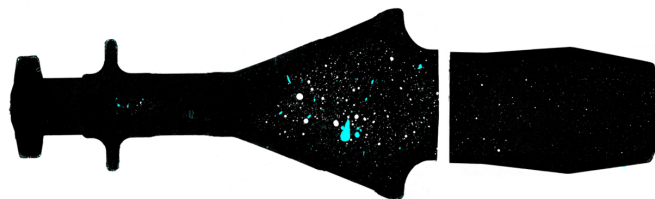


FIGURE 3.37 – Visualisation des retassures dans le plan de coupe

Les résultats sont présentés dans le tableau 3.14. Les valeurs des surfaces dans le tableau présentent la somme des valeurs des deux parties.

Essais	Surface des porosités globales ( $mm^2$ )	Surface des retassures ( $mm^2$ )	Surface des emprisonnements d'air ( $mm^2$ )
E61	13.115	6.324	6.791
E62	11.716	4.847	6.869
E63	8.105	3.887	4.218

TABLE 3.14 – La surface des porosités surfaciques

Pour déterminer le pourcentage surfacique des porosités, les surfaces des zones blanches et noires sont récupérées (figure 3.38)

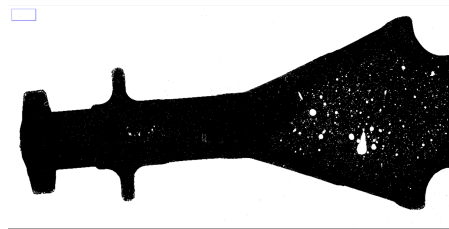


FIGURE 3.38 – Calcul des surfaces (noire/blanche)

$$\text{Le taux de porosités surfaciques (\%)} = \frac{\text{Surface des zones blanches}}{(\text{Surface noire} + \text{Surface des zones blanches})} \cdot 100 \quad (3.8)$$

Les résultats sont présentés dans le tableau 3.15.

Essais	Pourcentage surfacique des porosités globales	Pourcentage surfacique des retassures	Pourcentage surfacique des emprisonnements d'air
E61	3.8 (%)	1.87 (%)	1.93 (%)
E62	2.431 (%)	1.08 (%)	1.351 (%)
E63	1.85 (%)	0.87 (%)	0.98(%)

TABLE 3.15 – Le taux de porosités surfaciques

Les observations de la microstructure ont été réalisées afin de mesurer les porosités surfaciques. D'après ces analyses, on constate que les deux types de porosités sont présents dans les pièces moulées sous pression. Ces porosités sont présentes plus dans la zone conique. Cela revient que cette zone se présente comme une partie la plus chaude qui favorise la formation des retassures.

### 3.4 Conclusion

Dans l'objectif de déterminer l'influence des paramètres procédé sur la formation des porosités pour les pièces moulées sous pression, un plan d'expérience a été mis en place afin de révéler et corréliser les liens entre les paramètres les plus influents avec la formation des porosités. Les analyses des résultats de ce plan OFAT sont basées par la méthode de la double pesée pour la détermination du taux de porosité global, et l'observation micrographique pour la détermination du taux de porosité local. De plus, les moyens de simulation numérique utilisés complètent les observations expérimentales afin de mieux identifier les phénomènes physiques mis en jeu. Les principales conclusions de ces travaux sont :

- Le temps de compression est le facteur ayant le plus d'impact sur le taux de porosité globale. En effet, quand le temps compression augmente (de 0,1 à 0,3s), taux de porosité diminue de 70 % entre le niveau bas et le niveau haut du temps de compression. Il est de 3,47 % pour (tps = 0.3s), alors que es essais U-Shin montre un taux de porosité moyen en production de 1,83 % pour (tps = 2s).
- La vitesse de seconde phase est un paramètre signifiant. Dans les résultats expérimentaux, plus la vitesse de seconde phase est élevée, et plus le taux de porosité est faible (diminution de 12 % du taux de porosité globale entre la vitesse consigne de 0.6m/s et la vitesse de 1m/s). Ce même phénomène peut être observé dans l'analyse cumulée des séries 3 et 6. Cependant, cette influence se retrouvait masquée par l'influence du temps de compression, facteur d'ordre 1 dans la présence de porosité dans la pièce. Par contre ces résultats expérimentaux n'ont pas les mêmes ordre de grandeur par rapport aux résultats numériques qui montre une tendance assez faible.
- Le facteur "pré-injection" (série 5) est déterminant, quand cette valeur augmente le taux de porosité diminue. La difficulté de ce facteur est de

pouvoir trouver une valeur de "pré-injection" qui permet d'amener le métal le plus loin possible dans le gooseneck (juste au début de la carotte), afin d'éliminer le maximum d'air avant le début de l'injection.

- la course de commutation est également un facteur significatif. Une augmentation de la course de commutation entre V1 et V2 de 20 à 40mm engendre une diminution de 22,8 % du taux de porosité, ce qui est très intéressant. En effet, l'utilisation d'une vitesse d'injection V2 au plus tôt dans le cycle d'injection totale ne permet pas une évacuation optimale des gaz présent dans l'empreinte.

Dans le prochain chapitre, un modèle numérique permettra de modéliser la formation des retassures pendant la phase de refroidissement est présenté.



# Chapitre 4

## Modélisation de la formation des retassures par la méthode champ de phase

### Contents

---

<b>4.1</b>	<b>Introduction</b>	<b>88</b>
<b>4.2</b>	<b>Modèle du champ de phase</b>	<b>88</b>
4.2.1	L'énergie libre du système	88
4.2.2	La cinétique des équations des défauts de volume	90
4.2.3	Le système d'équations couplées	93
4.2.4	les équations non-dimensionnelles	95
<b>4.3</b>	<b>Résolution numérique</b>	<b>97</b>
4.3.1	La discrétisation temporelle	100
<b>4.4</b>	<b>Analyse de l'influence des paramètres non dimensionnels</b>	<b>102</b>
<b>4.5</b>	<b>Un exemple de confrontation expérimental</b>	<b>109</b>
<b>4.6</b>	<b>Conclusion</b>	<b>113</b>

---

## 4.1 Introduction

Dans cette partie, on présente une approche de modélisation la formation des retassures lors de la phase de refroidissement basée sur la théorie des champs de phase. Pour modéliser ceci avec précision, il est important de mettre des conditions aux limites en fonction des différents paramètres thermiques pour obtenir une correspondance directe avec les résultats expérimentaux. L'objectif est de développer une approche directe qui traite dans un premier temps la formation des retassures au cours de la solidification sans prendre en considération la phase de remplissage. Cependant, on prend en compte la cinématique induite par la séparation des phases (liquide/gaz), le changement de phase qui est relatif à l'évolution des propriétés thermiques (viscosité et masse volumique) et les échanges thermiques...

## 4.2 Modèle du champ de phase

### 4.2.1 L'énergie libre du système

Le modèle de champ de phase est formulé ici pour un mélange binaire de deux fluides immiscibles (gaz et métal fondu (liquide)) basé sur la formulation de diffusion de Cahn-Hilliard [CARLSON et al. (2011)]. La formulation part d'une énergie libre  $\mathcal{F}$  du système qui est en fonction du paramètre d'ordre  $C$ .

$$\mathcal{F} = (C, \underline{\nabla} C) = \int (\beta\psi(C) + \frac{\alpha}{2} |\underline{\nabla} C|^2) d\Omega \quad (4.1)$$

Telle que  $C$  est la variable qui décrit la phase.  $\psi(C)$  est une fonction à double puits qui implique les seules valeurs d'équilibre stable de  $C$  qui sont  $+1$  ou  $-1$ . Ces valeurs désignent les régions occupées par les deux fluides purs dans le mélange, telle que  $C = 1$  pour le liquide et  $C = -1$  pour le gaz. Une forme classique de  $\psi$  qui est utilisée dans la plupart des cas est définie par :

$$\psi = \frac{1}{4}(C + 1)^2(C - 1) \quad (4.2)$$

Cependant, d'autres formes de  $\psi(C)$  peuvent être trouvées dans la littérature [PINO et al., 2013]. Dans notre cas, une forme non symétrique est choisie dans la section numérique, plus adaptée lorsque les deux phases ne sont pas dans

la même proportion. Le choix de cette fonction garantit que les valeurs de  $C$  (+1 et -1) prennent les positions d'équilibre stable.

$\alpha$  et  $\beta$  sont des paramètres de champ de phase définissant l'énergie libre comme proposé par Cahn Hilliard dans leur travail original en 1958 [CAHN et HILLIARD (1958)].

$\alpha$  est homogène à une force, et  $\beta$  est homogène à une énergie par quantité de volume, telle que :

- $\sqrt{\alpha\beta}$  : représente l'énergie de surface, cette quantité peut être considérée comme la tension de surface entre les deux phases.
- $\sqrt{\frac{\alpha}{\beta}}$  : est une longueur, qui représente l'épaisseur de l'interface. Il est à noter que le modèle se base sur un modèle à interface diffuse. La transition entre le liquide et le gaz se fait de façon continue avec des valeurs de  $C \in [-1, 1]$ .

En prenant la dérivée variationnelle de l'énergie libre  $\mathcal{F}$  par rapport au paramètre d'ordre  $C$ , on obtient :

$$\delta\mathcal{F} = \int (\beta\psi'(C) - \alpha\nabla^2 C)\delta C d\Omega \quad (4.3)$$

Le potentiel chimique est définie à partir de la dérivée variationnelle de l'énergie libre :

$$\phi = \frac{\delta\mathcal{F}}{\delta C} = \beta\frac{\delta\psi}{\delta C} - \alpha\Delta C \quad (4.4)$$

Suivant le formalisme de Cahn-Hilliard (1958) (exemple [CARLSON et al. (2011)]), les flux diffusifs dans l'évolution de la variable  $C$  sont proportionnels aux gradients du potentiel chimique.

$$\frac{dC}{dt} = -\nabla \cdot \underline{\underline{J}}; \quad \underline{\underline{J}} = -M\nabla\phi \quad (4.5)$$

Avec

- $\underline{\underline{J}}$  le flux diffusif,
- $\bar{M}$  la mobilité (elle est une variable scalaire dans le cas où le mélange de séparation est isotrope, et une variable tensorielle dans le cas où le mélange de séparation est anisotrope).

### 4.2.2 La cinétique des équations des défauts de volume

L'équation d'évolution de la variable  $C$  est déduite par les équations 4.3, 4.4 et 4.5. Elle s'écrit en présence d'un champ de vitesse  $\underline{v}$  :

$$\frac{\partial C}{\partial t} + \underline{v} \cdot \underline{\nabla} C = \underline{\nabla} \cdot (M \underline{\nabla} \phi) = \underline{\nabla} \cdot (M \underline{\nabla} (\beta \frac{\partial \psi}{\partial C} - \alpha \Delta C)) \quad (4.6)$$

L'équation précédente est une équation conservative. Elle permet dans plusieurs cas [BADALASSI et al. (2003)] de démarrer avec un mélange définie avec  $C = 0$  sur un domaine  $\Omega$ . Au fil du temps, ce domaine est subdivisé en zones alternées avec  $C = 1$  et  $C = -1$  tout en respectant la condition de normalité exprimant que  $\int_{\Omega} C d\Omega = 0$  est constant (l'intégrale de  $C$  est conservée, c'est-à-dire que le flux de  $C$  est supposé être égal à zéro aux limites de  $\Omega$ ).

Dans le cas de la formation des retassures lors du refroidissement, la modélisation démarre avec un état liquide, la masse volumique décroît en fonction de la température. Dans la plupart des cas, la densité est une fonction décroissante de la température qui peut être identifiée expérimentalement pour chaque matériau.

Alors la prédiction du taux global des retassures pendant la phase de refroidissement est déterminée à partir de l'évolution de la densité mesurée  $\rho(T)$ . On suppose dans ce travail que : (i)  $\rho(T)$  ne dépend pas de la pression et (ii) une fois que la cavité est remplie, il n'y a pas de nouvelle alimentation en métal.

Donc le système part d'un état initial (au début de la phase de refroidissement) définit par :

$$\int C(t=0) d\Omega = |\Omega|; \quad C(t=0) = 1 \quad (4.7)$$

$|\Omega|$  est le volume de la cavité à l'état final (fin de la phase du refroidissement) définit par :

$$\int_{\Omega} C(t=\infty) d\Omega = C_{lim} |\Omega| \quad (4.8)$$

La valeur de  $C_{lim}$  peut être estimée à partir de la courbe  $\rho(T)$ .

$$\frac{C_{lim} |\Omega| - |\Omega|}{|\Omega|} = C_{lim} - 1 = 2 \cdot \frac{\frac{1}{\rho_{Tf}} - \frac{1}{\rho_{T0}}}{\frac{1}{\rho_{T0}}} \quad (4.9)$$

$T_0$  est la température initiale et  $T_f$  est une température en dessous de laquelle l'évolution de la température devient insignifiante. Les températures de l'expression précédente permettent d'obtenir une valeur de  $C_{lim}$  comprise entre 1 et  $-1$ .

Afin de considérer la nucléation et la croissance des défauts volumiques, on introduit un terme source  $S$  qui permet d'assurer la conservation du  $C$  au cours du temps. L'équation 4.6 devient non conservatrice et s'écrit comme suit :

$$\frac{\partial C}{\partial t} + \underline{\nabla} C = \underline{\nabla} (M \underline{\nabla} (\beta \frac{\partial \psi}{\partial C} - \alpha \Delta C)) - S \quad (4.10)$$

Cette approche a été introduite par [ROKKAM et al. (2009)] dans le cadre de la formation des phases poly-cristallines dans un métal. Elle sera utilisée dans notre cas sur la base d'une description de la phase où le champ de phase s'appuie sur une seule variable  $C$  (et non pas deux variables  $C$  et  $\eta$  comme l'exemple de [ROKKAM et al. (2009)]). Cette approche est utilisée pour prédire la nucléation de la phase gazeuse dans la phase liquide.

Contrairement à [DING et al. (2016)], le terme source est introduit avec un signe négatif, puisque la phase gazeuse  $C = -1$  germe dans la phase liquide  $C = 1$ , ce qui provoque la diminution de la valeur  $C$ .

La forme du terme source est défini comme suit :

$$S = \begin{cases} 0 & \text{si } C < C_0 \text{ or } R_1 > P_0 \\ R_2 V_g & \text{si } C \geq C_0 \text{ and } R_1 < P_0 \end{cases} \quad (4.11)$$

Avec

- $V_g$  la vitesse de nucléation
- $C_0$  la concentration limite au-dessus du quel la nucléation est autorisée. Elle peut prendre la valeur 0.
- $P_0$  le seuil de probabilité permettant de contrôler l'activation de la nucléation. Il doit être pris entre 0 et 1. Le simple choix consiste à le fixer à 0,5.
- $R_1$  et  $R_2$  deux valeurs aléatoires générées uniformément entre 0 et 1 qui sont indépendantes d'une itération à l'autre. Ces deux valeurs sont générées indépendamment en tout point du domaine continu. Grâce à ces éléments, le terme source  $S$  est atténué à chaque point matériel du domaine.

Afin de reproduire une physique de la nucléation conforme à [CH. PEQUET et RAPPAZ (2002)], on suppose que la nucléation se produit loin des frontières

et dans les zones les plus chaudes, dont la forme de  $V_g$  est supposée :

$$V_g = V_{gMax} \left[ \left( \int_{\Omega} C d\Omega - C_{lim} |\Omega| \right) \right]^+ F(T) \quad (4.12)$$

La notation  $[.]^+$  fait référence à la partie positive ( $\max(., 0)$ ).  $F(T)$  est une fonction définie sous la forme suivante :

$$F(T) = \begin{cases} 1 & \text{si } T > T_{max} - \delta T \\ 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad (4.13)$$

Dans certains travaux antérieurs [DING et al. (2016)] [MILLET et al. (2009)],  $V_g$  est considéré comme constante. Cependant, dans notre approche, la forme proposée 4.12 permet :

1. D'adopter la vitesse de nucléation en fonction de l'intégrale de  $C$  sur le domaine. En effet, la partie positive de  $(\int C d\Omega - C_{lim} |\Omega|)$  permet d'obtenir un taux de nucléation maximum à  $C = 1$ . Ce taux de nucléation tend vers 0 lorsque le système atteint l'état attendu en vérifiant  $\int C d\Omega = C_{lim} |\Omega|$ . On a choisi la dépendance linéaire qui est la plus simple, mais d'autres formes peuvent être imaginées.
2. Via la fonction  $F(T)$ , de localiser les germes de gaz dans les endroits les plus chauds.  $T_{max}$  est la valeur de température maximale relevée à chaque instant de la simulation et  $\delta T$  est un écart de température défini par l'utilisateur qui délimite la zone la plus chaude.

Pour analyser l'effet global du terme source, on intègre l'équation 4.6 sur le volume  $\Omega$ .

$$\frac{d}{dt} \int_{\Omega} C d\Omega = \int_{\Omega} \underline{\nabla} \cdot \underline{\mathbf{J}} - \int_{\Omega} S d\Omega \quad (4.14)$$

Cette forme suppose qu'il n'y a pas de flux de  $C$  aux travers des frontières. Le premier terme du second membre disparaît en raison du caractère conservateur de  $\underline{\mathbf{J}}$ .

Sachant que :

$$C_{tot} = \int_{\Omega} C d\Omega \quad (4.15)$$

Donc l'équation 4.14 devient :

$$\frac{dC_{tot}}{dt} = - \int_{\Omega} S d\Omega \quad (4.16)$$

$S$  est définie à chaque instant. Cette équation permettra alors de contrôler la concentration de  $C$  lors de l'intégration numérique.

### 4.2.3 Le système d'équations couplées

Dans cette étude, le système est composé de deux phases : le métal et le gaz. Les équations de Navier-Stokes doivent être prises en compte pour obtenir les champs cinématiques. Le champ de vitesse est continu d'une phase à l'autre. Il est définie par  $\underline{v}$  sur chaque point de matière. Les équations de Cahn-Hilliard et de Navier-Stokes sont couplées de sorte que la génération d'énergie libre par convection est à chaque fois égale à l'opposé de la génération d'énergie cinématique par capillarité [JACQMIN (1999)]. Ainsi, un terme d'advection est ajouté au terme source de l'équation de Navier-Stokes contenant la contribution capillaire qui prend compte les contraintes interfaciales par des forces volumiques.

$$\rho \left( \frac{\partial v}{\partial t} + \underline{v} \cdot \underline{\nabla} v \right) = -\underline{\nabla} P + \underline{\nabla} \cdot (2\eta \underline{D}) = -\rho g \underline{z} + \phi \underline{\nabla} C \quad (4.17)$$

En outre, l'équation de continuité est donnée par  $\underline{\nabla} \cdot \underline{v} = 0$  dans la phase métallique. Les propriétés thermo-physiques telles que la densité  $\rho$  et la viscosité  $\eta$  seront exprimées sous forme de fonctions continues en fonction de paramètre d'ordre  $C$ . Des lois de mélange simples peuvent être considérées :

$$\rho(C) = \frac{1+C}{2} \rho_{liq} + \frac{1-C}{2} \rho_{gaz} \quad (4.18)$$

$$\eta(C) = \frac{1+C}{2} \eta_{liq} + \frac{1-C}{2} \eta_{gaz} \quad (4.19)$$

—  $\rho_{liq}$  la masse volumique du liquide

—  $\rho_{gaz}$  la masse volumique du gaz

En se basant sur les propriétés volumiques en fonction de la température,  $\rho_{liq}$  est défini comme suit :

$$\rho_{liq} = \rho_0 R(T) \quad (4.20)$$

$R(T)$  est une fonction thermique dépendante, vérifiant  $R(T_0) = 1$ ,  $\rho_0$  est la valeur de  $\rho_{liq}$  à une température de référence ( $T_0$ ) :

$$\rho(C, T) = \frac{1+C}{2} \rho_0 R(T) + \frac{1-C}{2} \rho_{gaz} \quad (4.21)$$

De même la viscosité est défini en fonction de paramètre d'ordre et de la température :

$$\eta(C, T) = \frac{1+C}{2} \eta_0 V(T) + \frac{1-C}{2} \eta_{gaz} \quad (4.22)$$

Avec

- $\eta_{gaz}$  la viscosité du gaz qui est inférieure à la viscosité du liquide  $\eta_{liq}$ .
- $\eta_0$  la viscosité du liquide à une température de référence.
- $V(T)$  la fonction qui exprime la thermo-dépendance c'est à dire la variation de la viscosité en fonction de la température tout en vérifiant  $V(T_0) = 1$ .

Afin d'exprimer la physique de la phase de refroidissement lors de la phase de post-remplissage, les équations de Naviers-Stockes et Cahen-Hillard doivent être couplées à l'équation de transfert de chaleur (le modèle WLF ou Arrhenius peut être utilisé ici pour la fonction  $V(T)$ ).

Sous sa forme la plus simple l'équation de la chaleur peut être écrite comme suit :

$$\rho C_p \left( \frac{\partial T}{\partial t} + \underline{\mathbf{v}} \cdot \underline{\nabla} T \right) = k \Delta T \quad (4.23)$$

Avec

- $\rho$  la masse volumique du métal,
- $C_p$  la capacité calorifique du métal,
- $k$  la conductivité thermique du métal.

Tous ces paramètres sont dépendants de la température et du paramètre d'ordre  $C$ . La chaleur latente de changement de phase n'est pas prise en compte.

Pour résoudre une telle équation, il est nécessaire de définir correctement les conditions aux limites et surtout le coefficient de convection thermique entre le métal et le moule (cf. partie Annexe<sub>1</sub>)

*Bilan des équations*

L'équation d'évolution du paramètre d'ordre  $C$

$$\frac{\partial C}{\partial t} + \underline{\mathbf{v}} \cdot \underline{\nabla} C = \underline{\nabla} \cdot (M \underline{\nabla} \phi) - S \quad (4.24)$$

Avec  $\phi = \beta \frac{\partial \psi}{\partial C} - \alpha \Delta C$

L'équation de Naviers-Stockes en négligeant le terme d'inertie associé à  $\underline{\nabla} \cdot \underline{\mathbf{v}} = 0$  dans la phase métallique. Un comportement compressible est pris en compte pour la phase gazeuse.

$$-\underline{\nabla} P + \eta \Delta u - \rho g \underline{\mathbf{z}} + \phi \underline{\nabla} c = 0 \quad (4.25)$$

Le transfert de la chaleur

$$\frac{\partial T}{\partial t} + v \underline{\nabla} T = \frac{k}{\rho C_p} \Delta T \quad (4.26)$$



#### 4.2.4 les équations non-dimensionnelles

Dans ce travail, une forme d'adimensionnalisation est présentée qui se base sur la mobilité pour définir le temps caractéristiques.

La forme proposée ne permet pas certes de retrouver les écritures classiques sans dimensions faisant intervenir le nombre capillaire  $Ca$  et le nombre de bond  $Bo$ . Le but est de donner un sens physique aux grandeurs sans dimensions en termes de rapport de forces homologues.

Dans l'équation 4.6 la mobilité  $M$  est homogène au rapport de la diffusivité par l'énergie de volume.

$$M \equiv \frac{[l]^4}{[F][T]} \equiv \frac{m^4}{N.s} \quad (4.27)$$

—  $l$  l'unité de longueur caractéristique

—  $F$  l'unité de force

—  $t$  l'unité de temps.

—  $\beta$  l'énergie par unité de volume, elle s'exprime en  $N/m^2$

Si on considère que  $L$  est une dimension caractéristique de la géométrie, alors le temps caractéristique est défini par  $\frac{L^2}{M\beta}$ .

Les grandeur qui sont avec \* sont des grandeurs sans dimension définies comme suit :

— Temps sans dimension :  $t^* = t \frac{M\beta}{L^2}$  ;

— Des opérateurs sans dimensions  $\nabla^* = L\nabla$  ;  $\Delta^* = L^2\Delta$

— La vitesse sans dimension  $v^* = \frac{v}{\frac{M\beta}{L}}$ ,  $\frac{M\beta}{L}$  est la vitesse caractéristique.

— L'épaisseur de l'interface est défini comme suit :  $\epsilon = \sqrt{\frac{\alpha}{\beta}}$  qui s'écrit

sous une forme sans dimension  $\epsilon^* = \frac{\epsilon}{L} = \frac{\sqrt{\frac{\alpha}{\beta}}}{L}$

—  $S^*$  est un terme source qui est en fonction de  $V_g$ , telle que  $S^* = \frac{SL^2}{M\beta}$

— Le taux de nucléation sans dimension est définie par :  $V_g^* = V_g \frac{L^2}{M\beta}$

Sachant que le reste du terme source  $R_1, R_2, FetP_0$  sont sans dimension.

L'équation de Cahen-Hillard sans dimension devient alors comme suit :

$$\frac{\partial C}{\partial t^*} + \underline{v}^* \underline{\nabla}^* C = \Delta^* \phi^* - S^* = \Delta^* \left( \frac{\partial \psi}{\partial C} - \epsilon^{*2} \Delta^* C \right) - S^* \quad (4.28)$$

Avec  $\phi^* = \frac{\phi}{\beta}$ .

Il est à noter que dans cette écriture, l'équation sans dimension devient contrôlable avec uniquement deux paramètres :

1.  $\epsilon^*$  : qui représente la largeur adimensionnelle de l'interface. Ce paramètre est choisi en fonction de la taille minimale des retassures stables en cohérence avec la taille des éléments de la discrétisation.
2.  $V_g^*$  : contrôle le taux de nucléation (cette contribution est en  $S^*$ ).

Pour l'équation de Navier-Stockes, on définit :

$$p^* = \frac{pL^2}{\eta_0 M \beta} \quad (4.29)$$

$\frac{\eta_0 M \beta}{L^2}$  est considérée une pression caractéristique.

En multipliant l'équation 4.25 par le terme  $\frac{\eta_0 M \beta}{L^2}$ , on obtient :

$$\left( \frac{1}{\eta_0} \frac{L^2}{M \beta} \right) \underline{\nabla} p = \frac{\eta}{\eta_0} L^2 \Delta \left( \underline{\mathbf{v}} \frac{L}{M \beta} \right) - \left( \frac{\rho_0 g L^3}{\eta_0 \frac{M \beta}{L} L} \right) \frac{\rho}{\rho_0} \underline{\mathbf{z}} + \frac{L^2 \beta}{\eta_0 \frac{M \beta}{L} L \beta} \phi L \underline{\nabla} C \quad (4.30)$$

Cette équation fait apparaître deux nombres sans dimensions :

1.  $G^* = \frac{\rho_0 g L^3}{\eta_0 \frac{M \beta}{L} L}$  représente le rapport des forces de gravité sur les forces de viscosité.
2.  $P^* = \frac{L^2 \beta}{\eta_0 \frac{M \beta}{L} L}$  représente le rapport des forces de séparation de phases sur les forces visqueuses.

On a conservé le dénominateur  $\eta_0 \frac{M \beta}{L} L$  sans simplification pour montrer le produit de viscosité par la vitesse caractéristique par la distance.

L'équation finale s'écrit alors :

$$-\underline{\nabla}^* P^* + \eta^* \Delta^* v^* - G^* \rho^* \underline{\mathbf{z}} + P^* \phi^* \underline{\nabla}^* C = 0 \quad (4.31)$$

Où  $\eta^* = \frac{\eta}{\eta_0}$  et  $\rho^* = \frac{\rho}{\rho_0}$ , deux fonctions qui dépendent de  $C$  et de la température. Ces fonctions valent 1 pour  $C = 1$  et  $T = T_0$  à laquelle  $\eta_0$  et  $\rho_0$  sont définies.

En multipliant l'équation de la chaleur 4.26 par  $\frac{L^2}{M \beta}$ , celle ci est rendue sans dimension :

$$\frac{\partial T}{\partial t^*} + v^* \underline{\nabla}^* T = D^* \Delta^* T \quad (4.32)$$

où  $D^* = \frac{k}{\rho C_p \frac{L^2}{M \beta}}$ . Cette grandeur sans dimension représente le rapport d'une diffusivité thermique par une diffusivité liée au champ de phase.

Il est à noter que la température est restée avec dimension. Afin de mettre l'équation sans dimension, on l'a divisé par une température caractéristique. Cela ne fait pas une introduire de nouveaux paramètres sans dimension significatifs.

Par ailleurs, pour faire dépendre la diffusivité thermique de  $C$  et  $T$ , on considère que  $d^*(C)$  est la fonction qui décrit l'évolution de la diffusivité en fonction de  $C$ . Et pour  $C = 1$  on calcule  $D^* = \frac{[\frac{k}{\rho C_p}]_{C=1}}{M\beta} d^*(C)$  (avec  $d^*(C = 1) = 1$ ).

d'où on obtient :

$$\frac{\partial T}{\partial t^*} + v^* \underline{\nabla}^* T = \frac{[\frac{k}{\rho C_p}]_{C=1}}{M\beta} \underline{\nabla}^* (d^*(C) \underline{\nabla}^* T) \quad (4.33)$$

**Bilan des équations à résoudre après suppression des asterix :**

$$\frac{\partial C}{\partial t} + \underline{\mathbf{v}} \underline{\nabla} C = \Delta \left( \frac{\partial \psi}{\partial C} - \epsilon^2 \Delta C \right) - S \quad (4.34)$$

$$-\underline{\nabla} P + \eta(T, C) \Delta \underline{\mathbf{v}} - G\rho(T, C) \underline{\mathbf{z}} + P\phi \underline{\nabla} C = 0 \quad (4.35)$$

$$\frac{\partial T}{\partial t} + \underline{\mathbf{v}} \underline{\nabla} T = D \Delta T \quad (4.36)$$

### 4.3 Résolution numérique

L'équation de Cahn-Hilliard admet deux difficultés : la première consiste à pouvoir impliciter le terme elliptique, et la seconde consiste à contourner la difficulté lié à la dérivée d'ordre 4, et discrétiser l'espace avec les éléments finis linéaires de type  $P_1$  (triangle à 3 nœuds).

Dans la plupart des travaux traitant cette équation avec des éléments finis linéaires [CHEN et al. (2019)] [KAY et WELFORD (2006)], la dérivée d'ordre 4 est réduite en introduisant une nouvelle variable  $\zeta = \Delta C$  et en effectuant une résolution couplée d'un ensemble de deux équations d'ordre 2 où se trouve la seconde :

$$\frac{\partial C}{\partial t} + \underline{\mathbf{v}} \underline{\nabla} C = -\Delta \left( \frac{\partial \psi}{\partial C} \right) - \epsilon^2 \Delta \zeta - S \quad (4.37)$$

Cela équivaut en quelque sorte à une double demande de l'opérateur de diffusion. Dans notre approche nous gardons la même idée mais avec une petite différence. Ceci consiste à faire la substitution des secondes variables avant la résolution (seule la variable d'ordre reste comme inconnue de l'équation). De cette façon, les termes du quatrième ordre pourraient être traités dans le cadre d'une résolution implicite.

Revenant maintenant au terme  $\Delta(\frac{\partial\psi}{\partial C})$ , qui ne peut être complètement résolu que dans une stratégie explicite, sinon le caractère elliptique de l'équation disparaît. Pour éviter cela, on effectue un fractionnement pour introduire une ellipticité de l'équation dont la fonction  $\varphi(C)$  est définie comme suivant :

$$\varphi(C) = \frac{\partial\psi}{\partial C} + C \quad (4.38)$$

Dans le cas où

$$\psi(C) = \frac{1}{4}(C+1)^2(C-1)^2 \quad (4.39)$$

D'où  $\varphi(C) = C^3$

L'équation devient alors

$$\frac{\partial C}{\partial t} + \underline{\underline{v}} \nabla C = -\Delta C - \epsilon^2 \Delta \zeta + \Delta \varphi(C) - S \quad (4.40)$$

Il est important de noter que ce fractionnement est valable pour tout choix de  $\psi$ .

À ce stade, il est essentiel d'aborder la question liée au choix d'autres formes de la fonction  $\psi$ . Dans la plupart des travaux, on utilise la forme symétrique 4.39 où l'équilibre instable est obtenu pour  $C = 0$ . Or, on a trouvé approprié pour les cas où notre  $C_{lim}$  (défini dans l'équation 4.9) est proche de 1 pour changer la définition de  $\psi$  en une forme non symétrique. La forme suivante est proposée :

$$\psi(C) = \frac{C(3C - 4C_{lim}C^2 - 6C + 12C_{lim})}{12} \quad (4.41)$$

Cette forme définit l'équilibre instable à  $C = C_{lim}$ .

La dérivée correspondante est alors donnée par

$$\frac{\partial\psi(C)}{\partial C} = (C_{lim} - C)(1 - C)(1 + C) \quad (4.42)$$

L'avantage de cette expression c'est qu'elle dénote une écriture générique permettant de retrouver le cas spécifique de l'équation 4.39 en fixant simplement  $C_{lim} = 0$ . Dans tous les cas, l'expression de  $\psi$  donnée par 4.38 reste inchangée et sera utilisée dans la suite.

Avant de résoudre l'équation d'évolution de  $C$ , un travail préliminaire consiste à relier la variable  $\zeta$  à  $C$ .

La forme faible sur une discrétisation par élément finis est comme suit :

$$\int_{\Omega} C^* \zeta d\Omega = \int_{\Omega} C^* \Delta C d\Omega \quad (4.43)$$

Une discrétisation de Galerkin sur des éléments linéaires à 3 nœuds est utilisée. Elle peut s'écrire de façon général sur l'ensemble des nœuds avec :

$$C(x) = \sum_{i=1}^n N_i(x) C_i \quad (4.44)$$

Où  $n$  est le nombre total de nœuds,  $N_i$  sont les fonctions de formes à support compact au tour de chaque nœud "i". Elles prennent la valeur 1 sur les nœuds considérés et valent 0 ailleurs.

En supposant un flux nul de  $C$  sur les frontières de  $\Omega$ , l'intégration par partie donne :

$$\int_{\Omega} C^* \zeta d\Omega = - \int_{\Omega} \underline{\underline{\nabla}} C^* \underline{\underline{\nabla}} C d\Omega \quad (4.45)$$

soit la matrice de masse et de rigidité :

$$\underline{\underline{M}}_{ij} = \int_{\Omega} N_i(x) N_j(x) d\Omega \quad (4.46)$$

$$\underline{\underline{K}}_{ij} = \int_{\Omega} \underline{\underline{\nabla}} N_i(x) \underline{\underline{\nabla}} N_j(x) d\Omega \quad (4.47)$$

Dans notre cas, il est préférable d'utiliser la forme groupée de la matrice de masse. La formulation 4.45 après la simulation devient :

$$\underline{\underline{M}} \underline{\underline{\zeta}} = - \underline{\underline{K}} C \quad (4.48)$$

La formule utilisée pour la substitution s'écrit

$$\underline{\underline{\zeta}} = - \underline{\underline{M}}^{-1} \underline{\underline{K}} C = \underline{\underline{L}} C \quad (4.49)$$

Avec  $\underline{\underline{L}} = - \underline{\underline{M}}^{-1} \underline{\underline{K}}$

### 4.3.1 La discrétisation temporelle

L'équation d'évolution 4.40 de  $C(x)$  est définie en espace et en temps. Pour l'intégration temporelle, un schéma quasi-implicite est utilisé. Soit  $C^t$  et  $C^{t+\delta t}$  les valeurs nodales de  $C$  à deux itérations successives,  $t$  et  $t + \delta t$  ( $\delta t$  est le pas de temps)

$$\frac{C^{t+\delta t} - C^t}{\delta t} + \underline{\underline{\mathbf{v}}} \cdot \underline{\underline{\nabla}} C^{t+\delta t} = -\Delta C^{t+\delta t} - \epsilon^2 \Delta \zeta^{t+\delta t} + \Delta \varphi(C^t) - S^{t+\delta t} \quad (4.50)$$

La même discrétisation spatiale utilisée précédemment est à nouveau utilisée.

Le terme  $\underline{\underline{\mathbf{v}}} \cdot \underline{\underline{\nabla}} c$  donne un caractère d'advection qui nécessite une stabilisation en amont de l'interpolation classique des éléments finies.

$$\tilde{C}^*(x) = \sum_{i=1}^n \left[ N_i(x) + \frac{h}{2} \frac{\underline{\underline{\mathbf{v}}}}{\|\underline{\underline{\mathbf{v}}}\|} \right] C_i \quad (4.51)$$

Où  $h$  est la taille moyenne de chaque élément de la triangulation.

En utilisant la même discrétisation précédente, la formulation variationnelle aboutit à :

$$\int C^* \frac{C^{t+\delta t} - C^t}{\delta t} + \int \tilde{C}^* \underline{\underline{\mathbf{v}}} \cdot \underline{\underline{\nabla}} C^{t+\delta t} = \int \underline{\underline{\nabla}} C^* \Delta C^{t+\delta t} + \epsilon^2 \int \underline{\underline{\nabla}} C^* \underline{\underline{\nabla}} \zeta^{t+\delta t} + \int \underline{\underline{\nabla}} C^* \Delta \varphi(C^t) + \int C^* S^{t+\delta t} \quad (4.52)$$

On pourrait utiliser la matrice de masse concentrée ainsi que la matrice de rigidité définies ultérieurement. En outre, une nouvelle matrice est définie :

$$\underline{\underline{\mathbf{G}}}_{ij} = \int_{\Omega} \underline{\underline{\nabla}}^T N_i \frac{h}{2} \frac{\underline{\underline{\mathbf{v}}}^* \otimes \underline{\underline{\mathbf{v}}}}{\|\underline{\underline{\mathbf{v}}}\|} \underline{\underline{\nabla}} v_j d\Omega + \int N_i(x) \underline{\underline{\mathbf{v}}} \cdot \underline{\underline{\nabla}} v_j d\Omega \quad (4.53)$$

Alors le système 4.50 devient :

$$\underline{\underline{\mathbf{M}}} \frac{C^{t+\delta t} - C^t}{\delta t} + \underline{\underline{\mathbf{G}}} C^{t+\delta t} = \underline{\underline{\mathbf{K}}} \Delta C^{t+\delta t} + \epsilon^2 \underline{\underline{\mathbf{K}}} \Delta \zeta^{t+\delta t} + \underline{\underline{\mathbf{K}}} \Delta \varphi(C^t) + \underline{\underline{\mathbf{M}}} S^{t+\delta t} \quad (4.54)$$

Ou encore,

$$(\mathbb{I} + \delta t \underline{\underline{\mathbf{M}}}^{-1} \underline{\underline{\mathbf{G}}} - \delta t \underline{\underline{\mathbf{L}}} - \delta t \epsilon^2 \underline{\underline{\mathbf{L}}}^2) C^{t+\delta t} = \delta t \underline{\underline{\mathbf{L}}} \varphi(C^t) - \delta t S^{t+\delta t} + C^t \quad (4.55)$$

Dont,

- $\mathbb{I}$  est le tenseur d'identité
- $\mathbb{H} = \mathbb{I} + \delta t \underline{\underline{M}}^{-1} \underline{\underline{G}} - \delta t L - \delta t \epsilon^2 L^2$
- $\mathbb{F} = \delta t \underline{\underline{L}} \varphi(C^t) - \delta t S^{t+\delta t} + C^t$

Le système précédent est résolu en imposant une condition de normalité avec la multiplicateur de Lagrange afin de garantir que  $\int_{\Omega} C d\Omega$  reste conforme au terme source.

On calcul à chaque pas de temps le terme  $I_c = \int C d\Omega = \underline{\underline{N}}^T \underline{\underline{C}}$ , celle ci démarre avec une valeur unitaire, qui sera définie après  $\bar{I}_c^{t+\Delta t} = I_c^t - \delta t \int S^{t+\delta t} d\Omega$ .

Le système global est alors donné par :

$$\begin{pmatrix} \mathbb{H} & \underline{\underline{N}} \\ \underline{\underline{N}}^T & \bar{0} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} C^{t+\delta t} \\ \lambda \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \mathbb{F} \\ I_c \end{pmatrix}$$

Où  $\lambda$  est un multiplicateur de lagrange associé à la conservation de l'intégrale de  $C$ .

Vu que l'écoulement ne se fait pas dans des conditions sévères (contraction, zone de compression...), la résolution de l'équation cinématique se fait en pénalisant le terme  $\underline{\underline{\nabla}} P$  (en effet le seul mouvement est celui induit par la gravité ou par la séparation de phase).

Soit l'équation de pénalisation :

$$\text{div} \underline{\underline{v}} \mathbb{I} + (1/\chi) \underline{\underline{\nabla}} P = 0 \quad (4.56)$$

On obtient alors :

$$-\underline{\underline{\nabla}} P = \chi \text{tr} \underline{\underline{D}} \mathbb{I} \quad (4.57)$$

Où  $\underline{\underline{D}} = \frac{\underline{\underline{\nabla}} v + \underline{\underline{\nabla}} v^T}{2}$

$\chi$  est un paramètre de pénalisation choisi généralement égal à  $10^3$  ou  $10^4$ .

L'équation devient alors :

$$\chi \text{tr} \underline{\underline{D}} \mathbb{I} + \eta(T, C) \Delta \underline{\underline{v}} - G\rho(T, C) \underline{\underline{z}} + P\phi \underline{\underline{\nabla}} C \quad (4.58)$$

La formulation EF classique pour ce type de problème pour un champs à deux variables  $v_x$  et  $v_y$  (les deux composants suivant x et z) donne :

$$\mathbb{K} \underline{\underline{v}} = \underline{\underline{F}} \quad (4.59)$$

$\mathbb{K}$  est la matrice globale d'éléments finis issue d'un assemblage de matrices de raideurs qui s'écrit sur chaque élément  $\Omega_e$  :

$$\underline{\underline{\mathbf{k}}}^e = \int_{\Omega_e} B^T \underline{\underline{\mathbf{A}}} \begin{pmatrix} \lambda + 2\eta & \lambda & 0 \\ \lambda & \lambda + 2\eta & 0 \\ 0 & 0 & \eta \end{pmatrix} \underline{\underline{\mathbf{A}}} B d\Omega_e \quad (4.60)$$

Avec

$$\underline{\underline{\mathbf{A}}} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \\ 0 & 1 & 1 & 0 \end{pmatrix}; \quad \underline{\underline{\mathbf{B}}} = \begin{pmatrix} \frac{\partial N_1}{\partial x} & 0 & \frac{\partial N_2}{\partial x} & 0 & \frac{\partial N_3}{\partial x} & 0 \\ \frac{\partial N_1}{\partial z} & 0 & \frac{\partial N_2}{\partial z} & 0 & \frac{\partial N_3}{\partial z} & 0 \\ 0 & \frac{\partial N_1}{\partial x} & 0 & \frac{\partial N_2}{\partial x} & 0 & \frac{\partial N_3}{\partial x} \\ 0 & \frac{\partial N_1}{\partial z} & 0 & \frac{\partial N_2}{\partial z} & 0 & \frac{\partial N_3}{\partial z} \end{pmatrix} \quad (4.61)$$

$$\underline{\underline{\mathbf{F}}} = G \int_{\Omega} \underline{\underline{\mathbf{N}}} \underline{\underline{\mathbf{N}}}^T (\underline{\underline{\nabla}} C \phi) d\Omega - P \int_{\Omega} \underline{\underline{\mathbf{N}}} \underline{\underline{\mathbf{N}}}^T \rho \underline{\underline{z}} d\Omega \quad (4.62)$$

Enfin l'équation de la chaleur s'écrit en utilisant les opérateurs de l'équation de Cahen-Hillard sous la forme variationnelle

$$\int_{\Omega} T^* \frac{\partial T}{\partial t} + \int_{\Omega} T^* \underline{\underline{\mathbf{v}}} \underline{\underline{\nabla}} T d\Omega = \int_{\Omega} T^* D \Delta T d\Omega \quad (4.63)$$

Ce qui donne la forme discrète implicite :

$$\underline{\underline{\mathbf{M}}} \frac{T^{t+\delta t} - T^t}{\delta t} + \underline{\underline{\mathbf{G}}} T^{t+\delta t} + \underline{\underline{\mathbf{K}}} T^{t+\delta t} = 0 \quad (4.64)$$

Les conditions limites doivent être prises en compte. Cette équation peut être résolue à l'aide d'un schéma d'intégration temporelle implicite d'Euler du premier ordre.

## 4.4 Analyse de l'influence des paramètres non dimensionnels

Dans cette section, on considère une partie carrée d'une unité de longueur en 2D. Les simulations commencent lorsque le moule est rempli d'un métal fondu à une température égale à 400°C. Les conditions limites de Dirichlet sont appliquées à l'interface avec le moule



(température fixe à l'interface égale à 40°C). Le paramètre  $\epsilon$  caractérise l'épaisseur de l'interface, il vaut 0,035 ou 0,0033. Les paramètres  $G$  et  $P$  varient de  $10^4$  à  $10^6$ . La thermo-dépendance est caractérisée par une fonction de type Arrhenius définie par

$$V(T) = \exp[1000(1/T - 1/400)] \quad (4.65)$$

- La fonction  $F(T)$  de l'équation 4.12 délimite la zone la plus chaude par la différence par rapport à la valeur maximale qui est égale à  $\delta T = 2C$ .
- Le paramètre  $V_{gMax}$  est fixé à  $10^5$ .
- Le seuil de probabilité  $P_0$  est fixé à 0,5.
- La valeur de  $C_{lim}$  est choisie égale à 0,6, ce qui équivaut à une proportion de vides finaux égale à 20 %. Même si cette valeur n'est pas représentative d'une distribution réaliste, elle a été choisie pour bien mettre en évidence les effets des paramètres.

La première figure 4.1, où  $\epsilon = 0.035$ , montre l'évolution du système à différents moments non dimensionnels. Au début du refroidissement, quatre noyaux vides apparaissent dans la zone la plus chaude. Accompagné d'une coalescence qui est favorisée par la valeur élevée du paramètre  $P(10^6)$ . Dans la troisième colonne, on peut observer la remontée de la cavité formée vers la partie supérieure du moule : ceci est dû à la valeur de  $G = 10^6$ .

Afin d'observer l'influence des paramètres  $G$  et  $P$ , quatre morphologies finales sont présentées dans la figure 4.2 pour un paramètre fixe  $\epsilon = 0 : 035$ .

Deux autres études paramétriques sont présentées dans les figures 4.3 et 4.4. Pour avoir une taille de vide plus fine, le paramètre  $\epsilon$  est 0,0033. Afin de respecter la conformité du maillage par rapport à l'épaisseur de l'interface, un maillage de taille uniforme avec 368 000 éléments finis a été utilisé. Deux valeurs de conductivité non dimensionnelle sont considérées comme  $D = 1$  et  $D = 10$ .

En ce qui concerne ces figures, plusieurs conclusions peuvent être tirées :

- Le paramètre  $G$  est celui qui contrôle la remontée des vides vers les zones supérieures de la pièce. Il est donc déterminant pour localiser la distribution verticale par défaut.
- Le paramètre  $\epsilon$  détermine la taille des vides à la fin du processus de nucléation (qui correspond en général aux premiers moments de

l'étape de refroidissement). Il définit la taille morphologique initiale qui évolue par la suite sous l'effet de la cinématique.

- Le paramètre  $P$  contrôle la taille finale des vides. Une valeur élevée permet une coalescence induisant une mobilité.
- Un refroidissement rapide (contrôlé par le paramètre  $D$ ) concentre les défauts dans le cœur de la pièce. Un refroidissement lent peut permettre de localiser les défauts près du bord de la pièce.

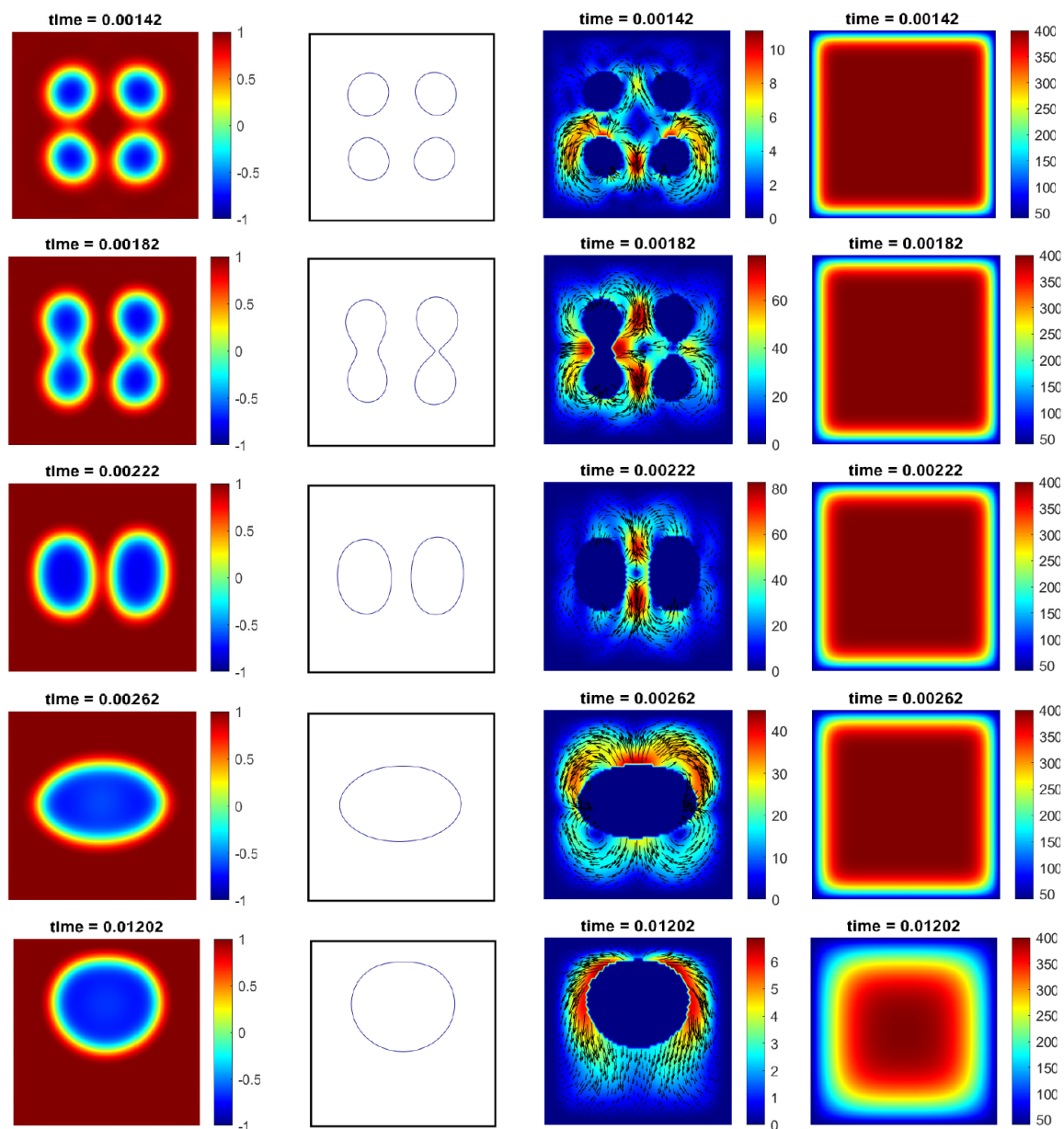


FIGURE 4.1 – Évolution de l'état du système pendant la phase de refroidissement : Simulation effectuée pour  $P = G = 10^6 ; D = 0 : 1$

La première colonne représente le paramètre d'ordre,  
 La deuxième l'interface métal/vide,  
 La troisième le champ de vitesse de la phase fluide,  
 La dernière colonne le champ de température

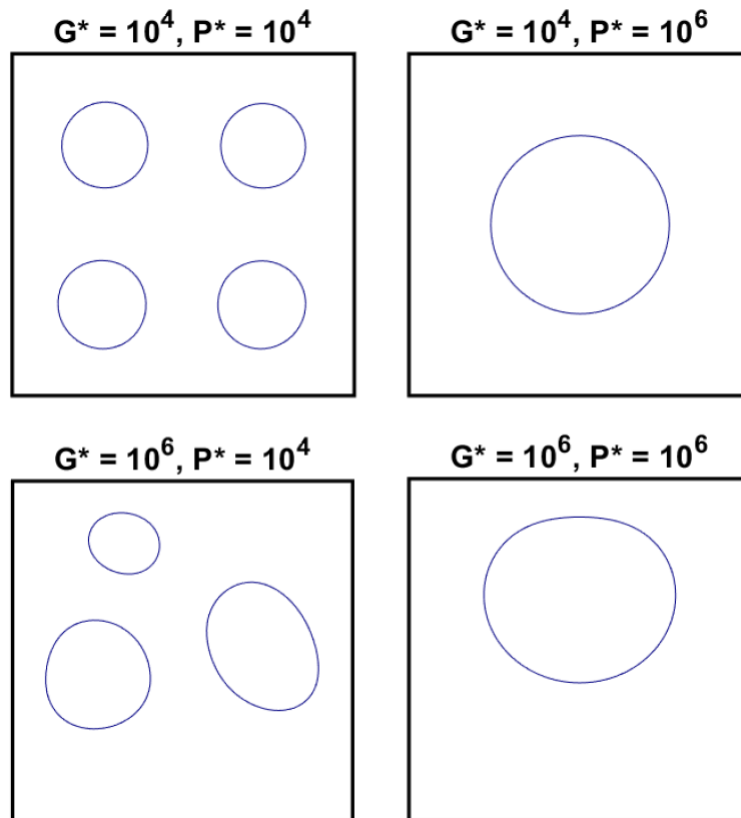


FIGURE 4.2 – Différentes répartitions des vides finaux selon les deux paramètres  $P$  et  $G$  avec  $\epsilon = 0.035$  et  $D = 1$

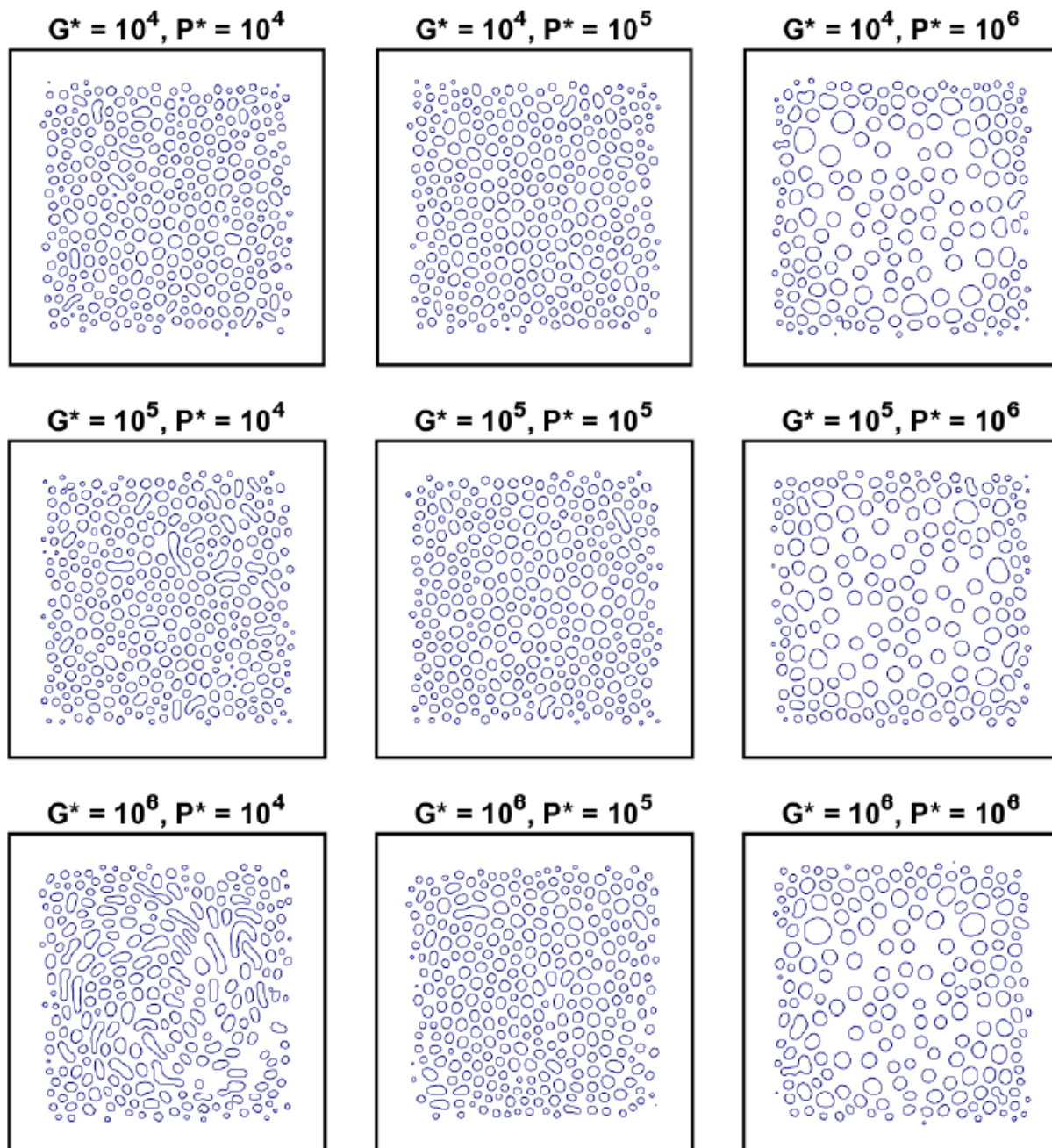


FIGURE 4.3 – Différentes répartitions des vides finaux selon les deux paramètres  $P$  et  $G$  avec  $\epsilon = 0.033$  et  $D = 10$

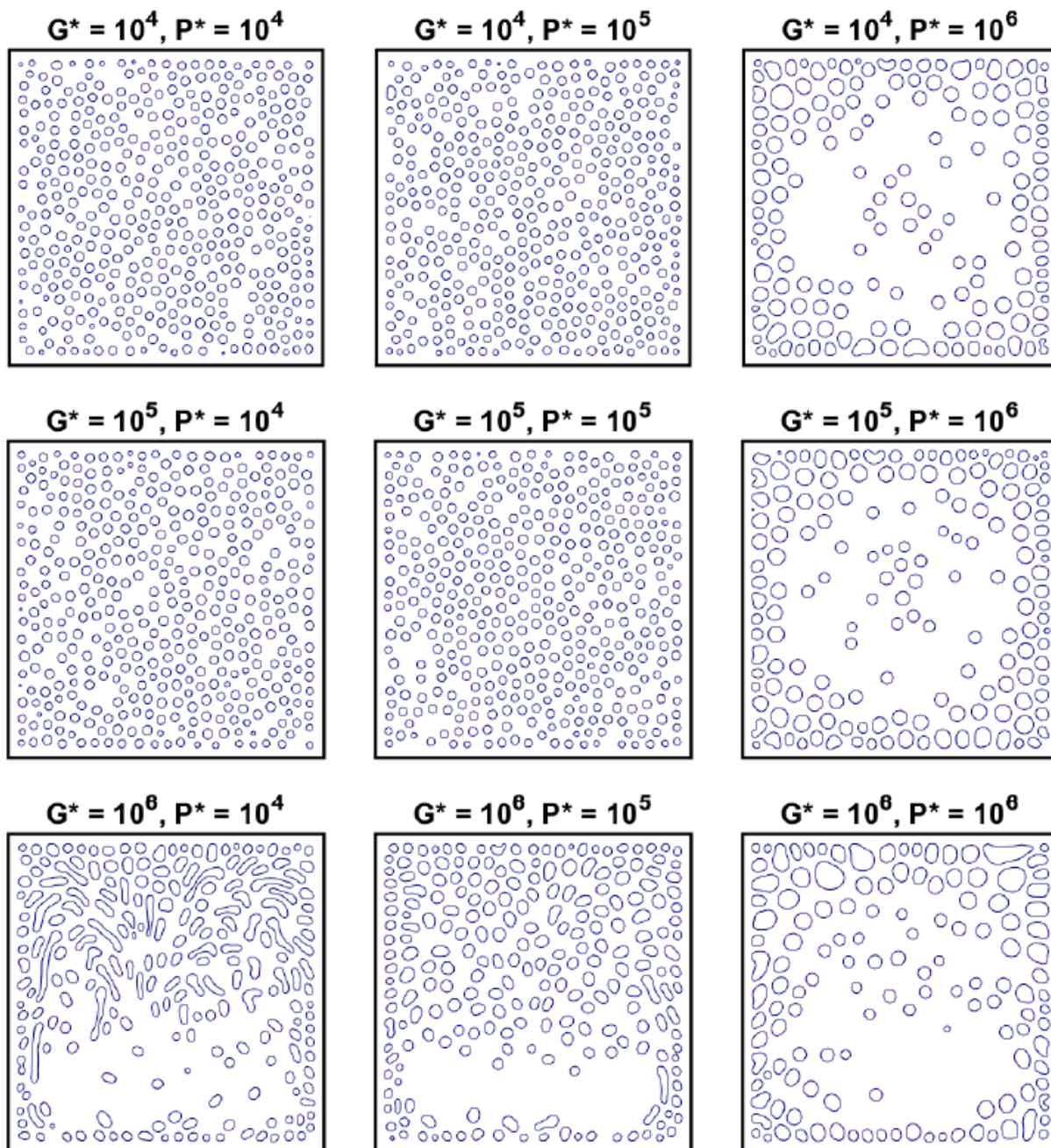


FIGURE 4.4 – Différentes répartitions des vides finaux selon les deux paramètres  $P$  et  $G$  avec  $\epsilon = 0 : 033$  et  $D = 1$

## 4.5 Un exemple de confrontation expérimental

Un exemple de moule permettant un refroidissement et un alignement en 2D a été conçu et utilisé pour produire des pièces en forme de sablier. Cette conception permet de localiser deux zones chaudes qui peuvent communiquer via un petit étranglement.

Le moule est présenté en figure 4.5. Le dispositif expérimental est instrumenté par des thermocouples de type K connectés à un système d'acquisition de données qui mesurent les températures du métal et du moule pendant les phases de remplissage et de solidification. On peut ainsi s'assurer que la température prédite par la simulation est conforme à la réalité.

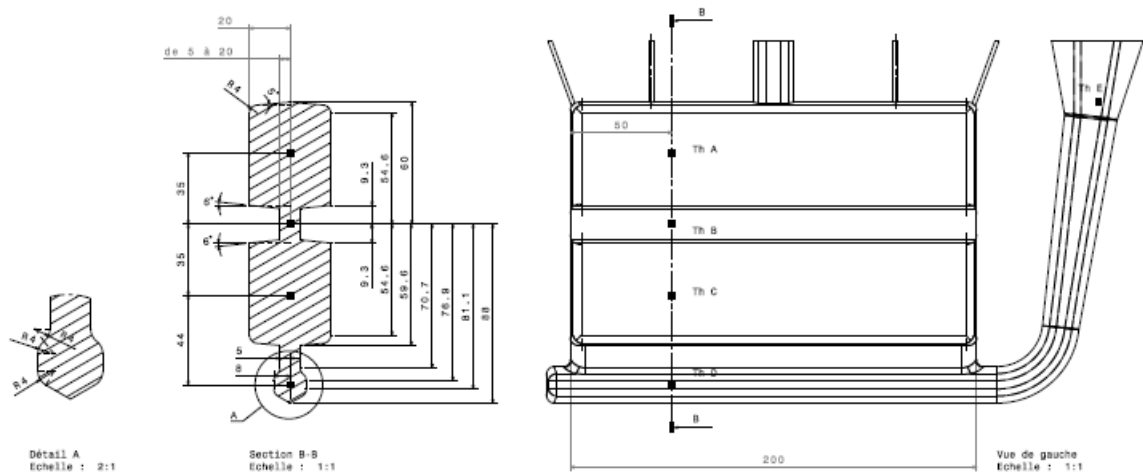


FIGURE 4.5 – Conception de la pièce moulée et position des thermocouples.

Cinq thermocouples ont été mis en place, quatre qui sont installés à côté du moule (figure :Th A à Th D) pour mesurer la température au cours du refroidissement dans les 4 zones du moule, et le dernier thermocouple est directement plongé dans la partie descente du métal pour mesurer la température au moment de coulée.



FIGURE 4.6 – Localisation des thermocouples dans le moule.

Avant la coulée, le moule est placé dans un four à 150°C pour assurer une répartition homogène de la température et éviter les chocs thermique moule/métal. Pour chaque coulée, du Zamak 5 a été fondue dans un four à 450°C puis coulée. La pièce est démoulée après une heure de refroidissement. Afin d'observer les zones de retassures, la pièce a été découpée selon la figure 4.7.

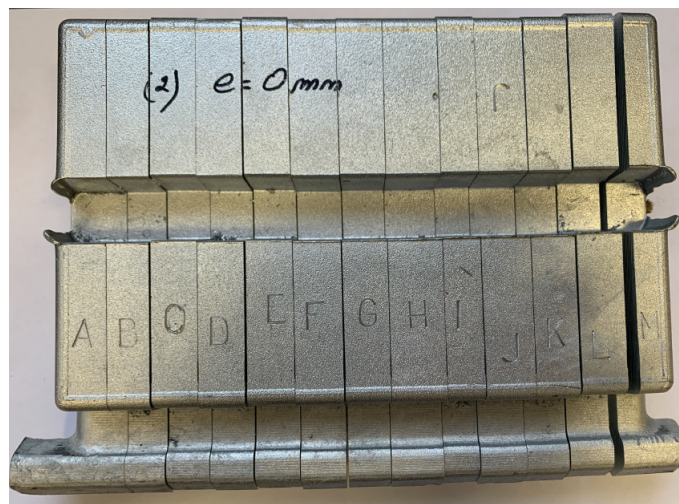


FIGURE 4.7 – Plusieurs plans de coupe de la pièce.



La figure 4.8 montre quelques sections qui présentent la formation des macro-retassures.



FIGURE 4.8 – Photos de certaines sections montrant la formation de macro-retassures

Notre modèle a été appliqué pour prévoir de tels défauts. Un maillage symétrique 2D a été utilisé sur la base de 5000 éléments finis. La simulation a été réalisée avec les paramètres suivants :

- $\epsilon = 0.01 \times$  la hauteur totale ;
- $G = 1 : 7 : 10^6$  ;
- $P = 10^6$  ;
- $V_{gMax} = 5 \cdot 10^4$  ;
- $C_{lim} = 0.8$

Les figures 4.9 et 4.10 montrent respectivement le champ de vitesse et l'évolution de la température en temps non dimensionnel. Comme le temps caractéristique de notre modèle est lié aux paramètres de champ de phase, il devient difficile de le déterminer par une identification expérimentale directe. Nous avons donc utilisé une identification inverse basée sur la confrontation des champs thermiques. De cette confrontation, nous déduisons que le rapport entre le temps dimensionnel et le temps sans dimension est d'environ 1500.

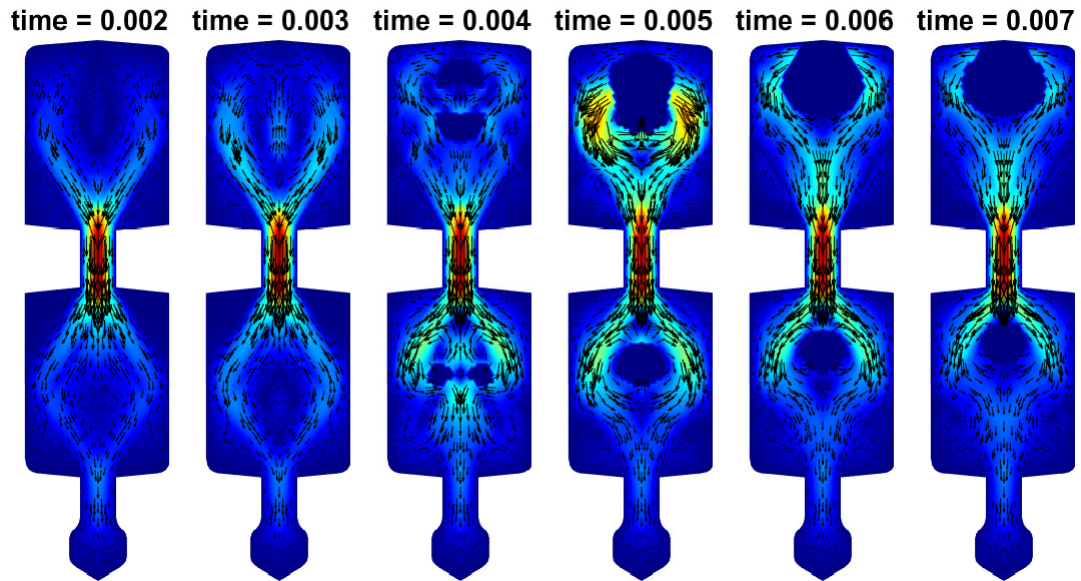


FIGURE 4.9 – La vitesse du métal fondu pendant le temps non dimensionnel.

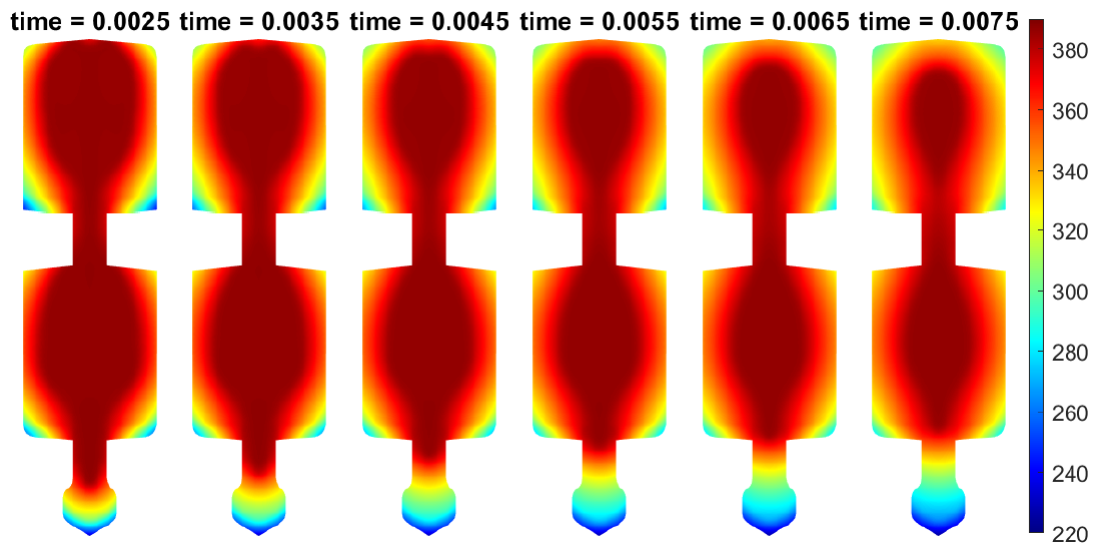


FIGURE 4.10 – La température du métal fondu au cours du temps.

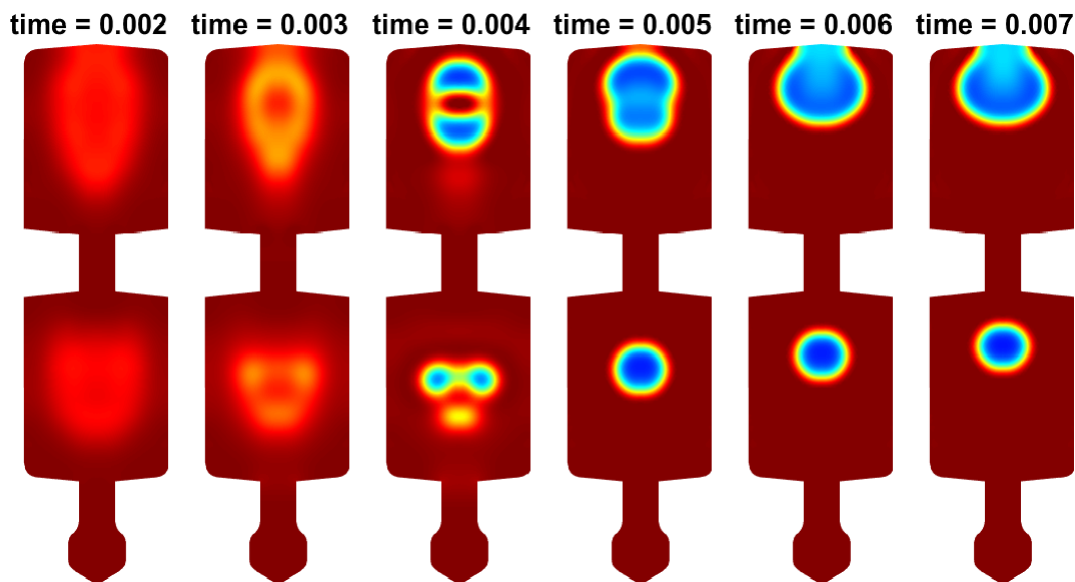


FIGURE 4.11 – Évolution des paramètres d'ordre au cours du temps.

La figure 4.11 montre l'évolution de la morphologie du vide obtenue à partir du modèle de champ de phase. Les régions bleues sont considérées comme les vides ( $C = -1$ ) tandis que les régions rouges sont le liquide ( $C = 1$ ). Les retassures peuvent être localisées dans les zones les plus chaudes. Cette figure montre que la formation de macro-retassure lors du refroidissement est qualitativement similaire à l'observation expérimentale (figures 4.8 et 4.11).

## 4.6 Conclusion

Un nouveau modèle permet de modéliser la formation des retassures pendant la phase de refroidissement en tenant compte des effets de la gravité et de la coalescence, est basée sur la méthode champ de phase. Cette approche numérique combine la discrétisation de l'équation convective de Cahn-Hilliard avec la discrétisation des équations de Navier-Stokes couplée à celle du transfert de chaleur. La difficulté d'une telle simulation réside dans les couplages entre les mécanismes de dérivation.

Une modélisation précise doit inclure tous les couplages qui se produisent pendant le refroidissement entre l'écoulement, le transfert de chaleur, l'anisotropie, le changement de phase, la dépendance des paramètres rhéologiques ou thermiques aux variables cinétiques, ...

Même si les premiers résultats qualitatifs sont raisonnables, beaucoup d'études doivent être poursuivies afin de déterminer parfaitement toute l'interdépendance multi-physique. Par exemple, il n'existe pas un rhéomètre dédié aux alliages de Zinc pour définir la loi de la dépendance thermique de la viscosité en fonction de la température. Il est donc nécessaire de développer une approche inverse pratique. À cela s'ajoute la difficulté liée à l'identification des paramètres cinétiques de la phase, en particulier la mobilité pour laquelle la technique d'imagerie est très probablement inévitable.

# Chapitre 5

## Conclusion générale et perspectives

Les constructeurs automobiles exigent l'amélioration des produits et d'assurer une bonne qualité des pièces. Causés par le procédé de moulage sous pression, de nombreux défauts peuvent apparaître dans les produits. Ces imperfections peuvent apparaître en interne ou en externe qui nuisent la qualité des pièces et diminuent de manière significative les caractéristiques mécaniques.

Pour répondre à ce besoin, le but de ce travail de thèse était d'apporter un moyen de prédiction de la formation des défauts de porosités lors du moulage sous pression pour les alliages Zn-Al. La réalisation de ce moyen de prédiction est passée par les axes suivants :

- La première partie de ce travail présente la combinaison d'une méthodologie expérimentale (plan d'expériences) et d'une application numérique commerciale pour étudier l'influence des paramètres procédé sur la qualité des pièces moulées sous pression, pour les alliages de Zinc (Zamak5). Dans un premier temps, une planification d'expérience a été effectuée, où plusieurs combinaisons des différents paramètres d'injection ont été utilisées, afin de permettre l'évaluation de leur influence sur l'apparition de défauts de fonderie, tels que les porosités (emprisonnement d'air et les retassures). L'évaluation de ces imperfections obtenues a été réalisée par des mesures de densité (pesée air-eau) et des analyses micrographiques. D'autres analyses ont été effectuées par des simulations numériques du processus de

moulage sous pression, en utilisant les paramètres d'injection de la série 6 concernant la présence retassures.

L'étude des paramètres procédé en fonderie sous pression réalisée dans cette thèse est non exhaustive. D'autres paramètres importants mériteraient d'être examinés comme la vitesse de poteyeur, la température du moule et d'autres cités dans l'annexe 2. Il va être nécessaire de continuer le deuxième plan résultant du plan OFAT afin d'étudier les interactions entre les paramètres. Et surtout de trouver la valeur éventuelle du pré-remplissage afin identifier l'effet de d'autres paramètres sur la formation des porosités. Dans un deuxième temps, il serait intéressant d'étudier d'autres propriétés (en fatigue par exemple) et analyser le comportement mécanique du Zamak 5 en présence des porosités.

- La deuxième partie se focalise sur le développement d'un modèle numérique qui permet de modéliser la formation des retassures lors de la phase de solidification de l'alliage (la phase de remplissage est donc considérée hors étude). Les défauts de porosités (emprisonnements d'air) ne seront donc pas traités puisque ces derniers apparaissent principalement durant cette phase de remplissage. Le cadre numérique dans lequel on a développé ce modèle se base sur une approche des champ de phase. Cette approche permet la séparation des deux phases (liquide et gaz) selon certaines conditions de refroidissement.

La difficulté de la modélisation réside dans les couplages entre les différents mécanismes, telle que le comportement mécanique lors de l'écoulement, l'anisotropie, l'influence du milieu extérieur, la dépendance des paramètres rhéologiques ou thermiques des variables de cinétique.

# Chapitre 6

## Annexes

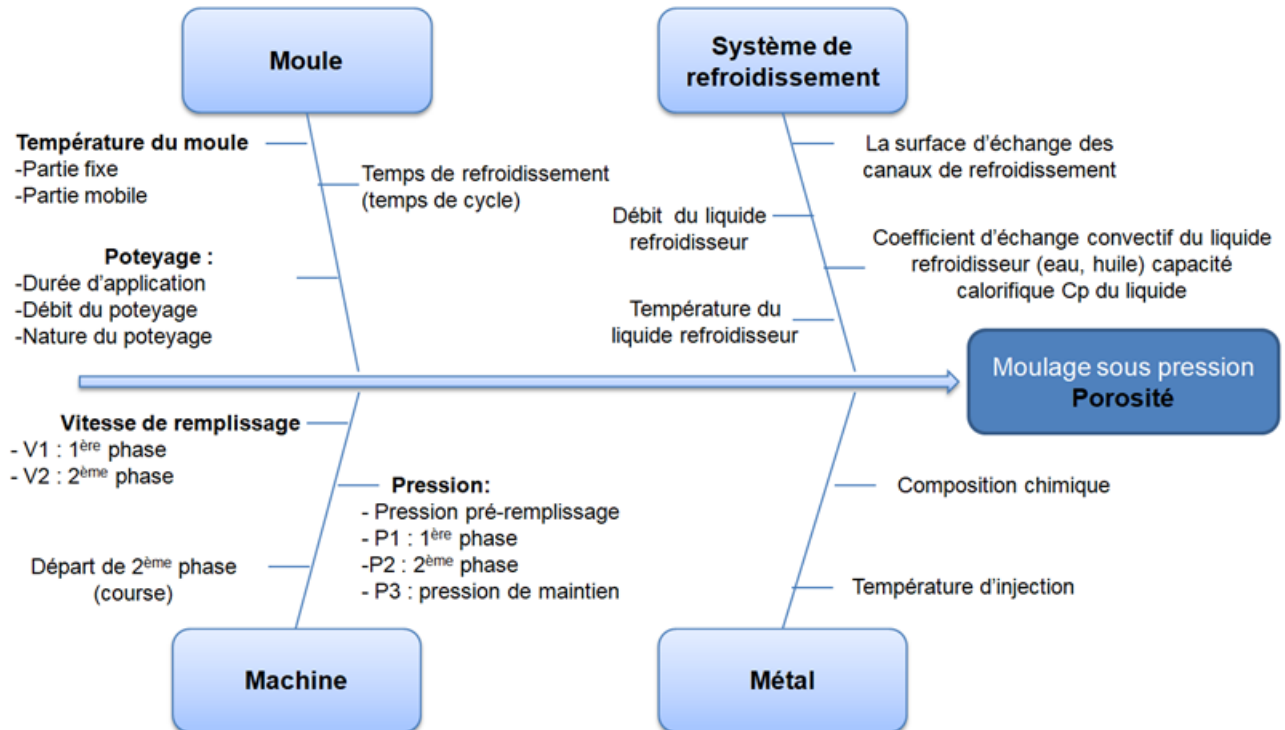
### Contents

---

6.1	Annexe 1 : Les paramètres les plus influents en fonderie sous pression . . . . .	118
6.2	Annexe 2 : Méthodologie des plans d'expériences	119
6.3	Annexe 3 : Traitement d'image "ImageJ" .	122
6.4	Annexe 4 : Identification du coefficient d'échange thermique . . . . .	126

---

## 6.1 Annexe 1 : Les paramètres les plus influents en fonderie sous pression





## 6.2 Annexe 2 : Méthodologie des plans d'expériences

### moyens des facteurs et des interactions

La variance des facteurs s'obtient par le calcul de la somme des carrés des écarts ( $SCE$ ) divisé par le nombre de degrés de liberté ( $ddl$ ) associé au facteur  $f$  considéré.

Le nombre de degrés de liberté  $ddl_f$  associé à un facteur  $f$  est le nombre de niveaux  $i$  :

$$ddl_i = N_{ni} - 1 \quad (6.1)$$

$N_{ni}$  : Nombre de niveaux du facteur  $i$ .

La somme des carrés des écarts associée au facteur  $f$  vaut :

$$SCE_f = y_f \cdot \sum_{i=1}^N (\bar{y}_i - \bar{y})^2 \quad (6.2)$$

Avec :

- $N$  : le nombre total d'expériences ;
- $y_f = \frac{N}{N_{ni}}$  le nombre d'expériences pour lesquelles le facteur  $f$  prend un de ses  $N_{ni}$  niveaux ;
- $\bar{y} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N y_i$  la moyenne des réponses ;
- $\bar{y}_i$  la moyenne des réponses observées pour les expériences où le facteur  $f$  prend son  $i^{\text{ème}}$  niveau

Le calcul des carrés des moyens pour les interactions se fait de la même manière.

On déduit alors la valeur des carrés moyens, associés au facteur ou à l'interaction considéré(e)  $x$ , comme étant :

$$CM_x = \frac{SCE_x}{ddl_x} \quad (6.3)$$

### Variance résiduelle

La variance résiduelle ( $SCE_r$ ) est un terme qui apparaît dans l'équation de la variance lorsqu'il existe une erreur expérimentale non nulle.

Le calcul  $SCE_r$  de cette manière permet de tester le caractère significatif des facteurs et des interactions et d'évaluer la qualité du modèle utilisé  $y_{mod}$ .

Le calcul de la variance résiduelle (ou carrés moyens résiduels) peut alors s'écrire comme :

$$CM_r = \frac{SCE_r}{ddl_r} = \frac{\sum_i SCE}{\sum_i ddl} \quad (6.4)$$

Les sommes des carrés des écarts ( $SCE$ ) et les nombres de degrés de liberté ( $ddl$ ) se rapportant aux interactions choisies.

Cette solution permet de retrouver la première écriture de l'équation de variance vue précédemment :

$$SCE_t = \sum SCE_x = \sum SCE_{x^i} \quad (6.5)$$

De manière générale, si une telle variance résiduelle ne peut être construite, il est inutile de calculer l'ANOVA : ses résultats seraient inexploitables.

## Test de Fisher-Snedecor

Le test de Fisher-Snedecor permet d'utiliser la loi statistique dite de Fisher (ou loi F) pour comparer deux variances. Cette loi travaille sur un quotient de variances et prend en compte le nombre de degrés de liberté de chacune d'elles. Les variances concernées doivent être celles de variables aléatoires à distribution normale et à variances constantes. On calcule alors pour chaque facteur (ou interaction) considéré (e), le ratio  $F_{obs}$ , tel que :

$$F_{obs} = \frac{CM_x}{CM_r} \quad (6.6)$$

Le tableau (tableau 6.1) réunissant les résultats des calculs précédents est comme suit :

TABLE 6.1 – :Tableau d'analyse de variance de screening [63]

Source de validation	$ddl$	Somme des carrés des écarts	Carrés moyens	$F_{obs}$	Probabilité P	Source in-fluente
Facteur 1	$ddl_1$	$SCE_1$	$CM_1 = SCE_1/ddl_1$	$CM_1/CM_r$	$P(F_{obs} \geq P < \alpha)$	
...	...	...	...	...		
Facteur f	$ddl_f$	$SCE_f$	$CM_f = SCE_f/ddl_f$	$CM_f/CM_r$		
...	...	...	...	...		
Facteur k	$ddl_k$	$SCE_k$	$CM_k = SCE_k/ddl_k$	$CM_k/CM_r$		
Interaction fg	$ddl_{fg}$	$SCE_{fg}$	$CM_{fg} = SCE_{fg}/ddl_{fg}$	$CM_{fg}/CM_r$		
...	...	...	...	...		
Validation résiduelle	$ddl_r$	$SCE_r$	$CM_r = SCE_r/ddl_r$			
Totaux	$ddl_t$	$SCE_t$				

### Rejet des facteurs :

Le test de Fisher opéré dans l'analyse de la variance (ANOVA) étant réalisé en prenant la variance résiduelle comme référence, ses résultats en dépendent. Ainsi, le nombre de facteurs rejetés peut être différent suivant le modèle calculé, et par voie de conséquence suivant le plan de screening réalisé.

## 6.3 Annexe 3 : Traitement d'image "ImageJ"

La détermination du pourcentage de porosité est effectuée à l'aide du logiciel "ImageJ". Le protocole suivi est le suivant (exemple d'une pièce issue de la série 6)

### — Etape 1 : Importation et définition de l'échelle

L'image numérique est composée de pixels, donc il faut convertir la taille des pixels en longueur physique.

On importe une photo sur laquelle une barre d'échelle est présente et calibrée précisément par le microscope optique. Sur l'import de cette photo une ligne est tracée entre les extrémités de cette échelle de l'image importé. La valeur et l'unité de la longueur sont définis dans (Analyse/Set Scale).

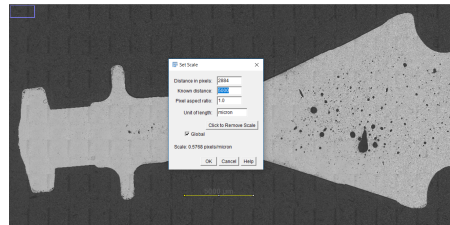


FIGURE 6.1 – (en haut) avant binarisation, (en bas) après binarisation

### — Etape 2 : Binarisation

Il faut transformer l'image en couleur en échelle de gris (Image/Type/8-bit).

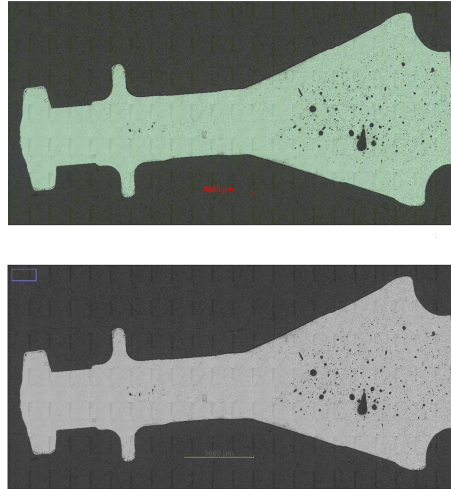


FIGURE 6.2 – (en haut) avant binarisation, (en bas) après binarisation

— **Etape2 : Seuilage**

On utilise la double répartition gaussiennes des nuances de gris pour définir la valeur du seuil de séparation du blanc et du noir.



FIGURE 6.3 – Définir l'échelle

— **Etape 3 : Analyse des particules**

ImageJ permet également de détecter et d'analyser automatiquement des "particules" (ce qui permet dans notre exemple d'estimer le taux de pores sur la surface). Après avoir défini les quantités à mesurer sur "Analyse/Set Measurements", il suffit de lancer "Analyse/Analyse Particles".... Sur cette fenêtre, on peut sélectionner différentes options comme la gamme des tailles de particules prises en compte ainsi que la condition de circularité pour différencier les retassures des emprisonnement de gaz. Une fois l'analyse terminée, le contour des particules et le numéro qui leur a été assigné apparaît sur une nouvelle fenêtre que l'on peut sauvegarder dans un tableur (Figure 57).

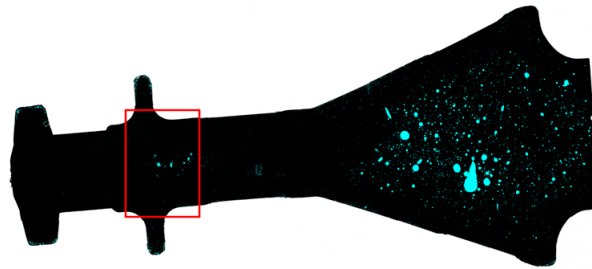


FIGURE 6.4 – Après analyse des particules

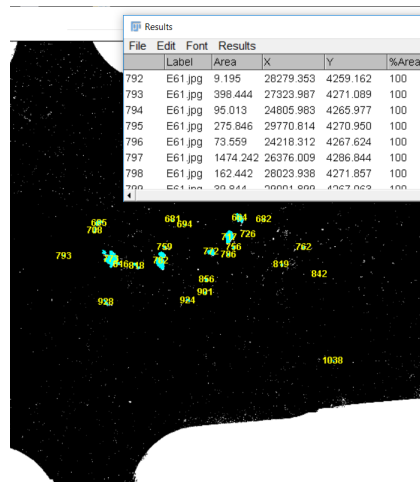


FIGURE 6.5 – Sauvegarde les résultats

Le choix de la valeur de circularité s'est basé sur les résultats des retassures qu'ils s'affichent. Par exemple pour une valeur de circularité égale à 0.65, toutes les retassures ne sont pas prises en compte (Figure ), donc on essaye de trouver la valeur seuil qui permettra de sélectionner des retassures sans prendre en compte les emprisonnement d'air.

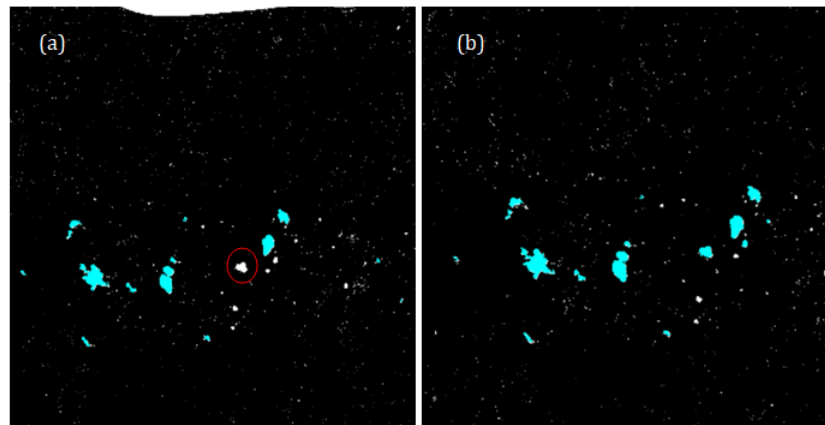


FIGURE 6.6 – (a) la valeur de circularité égale 0.65 ; (b) la valeur de circularité égale 0.7

## 6.4 Annexe 4 : Identification du coefficient d'échange thermique

### Introduction

Le coefficient de transfert thermique est un terme important dans l'équation de transfert thermique, qui traduit de manière empirique les échanges de chaleur de l'intérieur (ici le liquide) avec l'extérieur (ici le moule). Dans notre cas afin de définir ce coefficient de transfert thermique, on a réalisé un montage de coulée instrumenté qui note la température réelle en certains points du métal et du moule. Une simulation numérique avec une identification inverse a permis d'identifier ce coefficient.

### dispositif expérimental

Afin de mesurer les champs de température du liquide (métal fondu) et le solide (moule), un moule pour couler des éprouvettes Tatur a été sélectionné et percé de chaque côté pour mettre en place des thermocouples. Ces derniers sont reliés à un système d'acquisition qui permettra de mesurer les températures du métal et du moule durant la phase de coulée jusqu'à la solidification.

La CAO du moule ainsi que l'emplacement des thermocouples sont présentés dans la figure 6.7.

Seul 8 thermocouples ont été utilisés :

- Quatre sont instrumentés dans le côté des perçages bouchants pour mesurer les températures à l'intérieure de la coquille.
- Quatre sont instrumentés dans le côté des perçages débouchants pour mesurer les températures du métal.



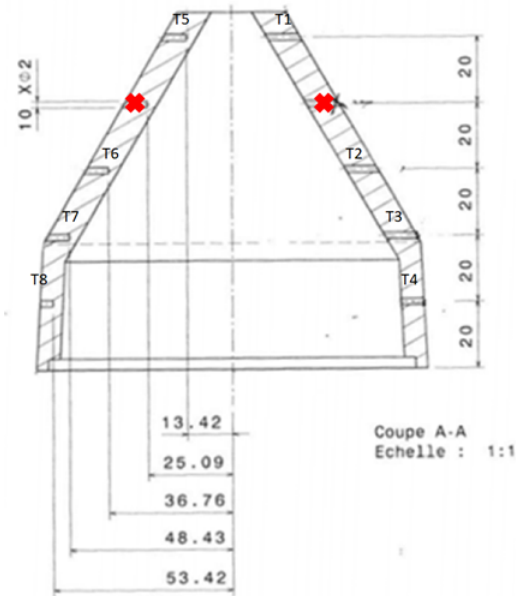


FIGURE 6.7 – Dessin d'ensemble du moule Tatur



FIGURE 6.8 – Mise en place des thermocouples

## Formulation numérique

Le moule et le métal sont supposés deux milieux semi-infinis. Chacun de ces milieux est caractérisé par une température initiale  $T$  et des données matérielles  $k$ ,  $\rho$ ,  $Cp$  qui sont respectivement la conductivité thermique, la densité et la chaleur spécifique.

$\Gamma_1$  présente l'interface entre la pièce et le moule,

$\Gamma_2$  présente l'interface entre le moule et l'air,

$\Omega_1$  présente le métal de conductivité thermique  $k$ ,

$\Omega_2$  le moule de conductivité thermique  $K$ .

## Formulation des équations sur $\Omega_1$

L'équation de la chaleur établie à partir des lois de conservation est :

$$\rho Cp \frac{\partial T}{\partial t} = -\text{div} \underline{\underline{q}} \quad (6.7)$$

$\underline{\underline{q}}$  est le flux de chaleur tel que

$$\underline{\underline{q}} = -k \underline{\underline{grad}} T \quad (6.8)$$

$$\underline{\underline{q}} \cdot \underline{\underline{n}} = h_{\Omega_1 - \Omega_2} (T - T_{\Omega_2}) \cdot \underline{\underline{n}} \quad \text{sur } \Gamma_1 \quad (6.9)$$

$k$  est la conductivité thermique de l'alliage fondu,

$h_{\Omega_1 - \Omega_2}$  est le coefficient d'échange entre le métal et le moule.

En multipliant la formulation forte par  $T^*$  qui un champ cinématiquement admissible à zéro, la formule devient :

### *Formulation variationnelle*

$$\int_{\Omega_1} T^* \rho Cp \frac{\partial T}{\partial t} d\Omega_1 = - \int_{\Omega_1} T^* \text{div} \underline{\underline{q}} d\Omega_1 \quad (6.10)$$

$$= \int_{\Omega_1} \underline{\underline{\nabla}} T^* \underline{\underline{q}} d\Omega_1 - \int_{\Gamma_1} T^* \underline{\underline{q}} \underline{\underline{n}} d\Gamma_1 \quad (6.11)$$

$$= - \int_{\Omega_1} k \underline{\underline{\nabla}} T^* \underline{\underline{\nabla}} T d\Omega_1 - \int_{\Gamma_1} T^* h_{\Omega_1 - \Omega_2} (T - T_{\Omega_2}) d\Gamma_1 \quad (6.12)$$

$$\int_{\Omega_1} \rho Cp T^* \frac{\partial T}{\partial t} d\Omega_1 + \int_{\Omega_1} k \underline{\underline{\nabla}} T^* \underline{\underline{\nabla}} T d\Omega_1 + \int_{\Gamma_1} h_{\Omega_1 - \Omega_2} T^* T d\Gamma_1 = \int_{\Gamma_1} h_{\Omega_1 - \Omega_2} T^* T_{\Omega_2} d\Gamma_1 \quad (6.13)$$

Intégrale de volume  $\Omega_1$ 

$\underline{\mathbf{T}}$  et  $\underline{\mathbf{T}}^*$  sont des valeurs nodales qui appartiennent à  $\Omega_1$ ,  $\underline{\mathbf{N}}$  est un vecteur des fonctions de forme.

$$\int_{\Omega_1} \rho C p T^* \frac{\partial T}{\partial t} d\Omega_1 = \underline{\mathbf{T}}^{*T} \underline{\mathbf{M}} \underline{\dot{\mathbf{T}}} \quad (6.14)$$

Avec,  $\underline{\mathbf{M}} = \int_{\Omega_1} \rho C p \underline{\mathbf{N}} \underline{\mathbf{N}}^T d\Omega_1$

$$\int_{\Omega_1} k \underline{\nabla} T^* \underline{\nabla} T d\Omega_1 = \underline{\mathbf{T}}^{*T} \underline{\mathbf{G}} \underline{\mathbf{T}} \quad (6.15)$$

avec,  $\underline{\mathbf{G}} = \int_{\Omega_1} k \underline{\nabla} \underline{\mathbf{N}} \underline{\nabla} \underline{\mathbf{N}}^T d\Omega_1$

Intégrale des surfaces  $\Gamma_1$ 

$$\int_{\Gamma_1} h_{\Omega_1-\Omega_2} T^* T d\Gamma_1 = \sum_{i \in Nd \in \Gamma} T^* h_{\Omega_1-\Omega_2} T_i (ds)_i = \underline{\mathbf{T}}^{*T} \underline{\mathbf{D}} \underline{\mathbf{T}} \quad (6.16)$$

Telle que  $(ds)_i$  est la surface répartie par nœuds, et  $\underline{\mathbf{D}}$  est la matrice diagonale telle que :

$$D_{ii} = \begin{cases} 0 & \text{si } i \notin \Gamma_1 \\ h_{\Omega_1-\Omega_2} (ds)_i & \text{si } i \in \Gamma_1 \end{cases} \quad (6.17)$$

Or,

$$\int_{\Gamma_1} h_{\Omega_1-\Omega_2} T^* T_{\Omega_2} d\Gamma_1 = \sum_{i,j \in \Gamma} T_i^* (h_{\Omega_1-\Omega_2}) (ds)_i (T_{\Omega_2})_j = \underline{\mathbf{T}}^{*T} \underline{\mathbf{H}} \underline{\mathbf{T}}' \quad (6.18)$$

$j$  est un indice du  $Nd$  homogène sur le moule,

$\underline{\mathbf{T}}'$  est un vecteur nodal  $\in \Omega_2$ ,

$\underline{\mathbf{H}}$  est défini comme suit :

$$H_{ii} = \begin{cases} 0 & \text{if } i, j \notin \Gamma_1 \\ h_{\Omega_1-\Omega_2} (ds)_i & \text{if } i, j \in \Gamma_1 \end{cases} \quad (6.19)$$

Bilan sur  $\Omega_1$  (après simplification des  $T^*$ )

$$\underline{\mathbf{M}} \underline{\dot{\mathbf{T}}} + \underline{\mathbf{G}} \underline{\mathbf{T}} + \underline{\mathbf{D}} \underline{\mathbf{T}} - \underline{\mathbf{H}} \underline{\mathbf{T}}' = 0 \quad (6.20)$$

### Formulation des équations sur $\Omega_2$

$$\int_{\Omega_2} T^* \rho C_p \frac{\partial T_{\Omega_2}}{\partial t} d\Omega_2 = - \int_{\Omega_2} k \underline{\nabla} T^* \underline{\nabla} T_{\Omega_2} d\Omega_2 - \int_{\Gamma_1} T^* h_{\Omega_1-\Omega_2} (T_{\Omega_2} - T_{\Omega_1}) d\Gamma_1 - \int_{\Gamma_2} T^* h_{air} (T_{\Omega_2} - T_{air}) d\Gamma_2 \quad (6.21)$$

$$\int_{\Omega_2} \rho C_p T^* \frac{\partial T_{\Omega_2}}{\partial t} d\Omega_2 + \int_{\Omega_2} k \underline{\nabla} T^* \underline{\nabla} T_{\Omega_2} d\Omega_2 + \int_{\Gamma_1} h_{\Omega_1-\Omega_2} T^* T_{\Omega_2} d\Gamma_1 = \int_{\Gamma_1} h_{\Omega_1-\Omega_2} T^* T_{\Omega_1} d\Gamma_1 + \int_{\Gamma_2} T^* h_{air} T_{\Omega_2} d\Gamma_2 + \int_{\Gamma_2} T^* h_{air} T_{air} d\Gamma_2 \quad (6.22)$$

$\mathbf{T}$  et  $\mathbf{T}^*$  sont des valeurs nodales qui appartiennent à  $\Omega_2$ ,  
 $\underline{\mathbf{N}}'$  est un vecteur des fonctions de forme.

#### Intégral de volume $\Omega_2$

$$\int_{\Omega_2} \rho C_p T^* \frac{\partial T_{\Omega_2}}{\partial t} d\Omega_2 = \underline{\mathbf{T}}^{*T'} \underline{\mathbf{M}}' \underline{\dot{\mathbf{T}}}' \quad (6.23)$$

Telle que,  $\underline{\mathbf{M}}' = \int_{\Omega_2} \rho C_p \underline{\mathbf{N}}' \underline{\mathbf{N}}'^T d\Omega_2$ ,

$$\int_{\Omega_2} k \underline{\nabla} T^* \underline{\nabla} T_{\Omega_2} d\Omega_2 = \underline{\mathbf{T}}^{*T'} \underline{\mathbf{G}}' \underline{\mathbf{T}}' \quad (6.24)$$

Avec,  $\underline{\mathbf{G}}' = \int_{\Omega_2} k \underline{\mathbf{N}}' \underline{\nabla} \underline{\mathbf{N}}'^T d\Omega_2$

#### Intégrale des surfaces $\Gamma_1$ et $\Gamma_2$

$$\int h_{\Omega_1-\Omega_2} T^* T d\Gamma_1 = \sum_{i \in \Gamma_1} T^* h_{\Omega_1-\Omega_2} T_i (ds)_i = \underline{\mathbf{T}}^{*T'} \underline{\mathbf{D}}' \underline{\mathbf{T}}' \quad (6.25)$$

$\underline{\mathbf{D}}'$  est une matrice diagonale telle que :

$$D'_{ii} = \begin{cases} 0 & \text{si } i \notin \Gamma_1 \\ h_{\Omega_1-\Omega_2} (ds)_i & \text{si } i \in \Gamma_1 \end{cases} \quad (6.26)$$

Et,

$$\int_{\Gamma_1} h_{\Omega_1-\Omega_2} T^* T_{\Omega_1} d\Gamma_1 = \sum_{i,j \in \Gamma} T_i^* (h_{\Omega_1-\Omega_2})(ds)_i (T_{\Omega_1})_j = \underline{\mathbf{T}}^{*T'} \underline{\mathbf{H}}' \underline{\mathbf{T}} \quad (6.27)$$

$$H'_{ii} = \begin{cases} 0 & \text{si } i, j \notin \Gamma_1 \\ h_{\Omega_1-\Omega_2}(ds)_i & \text{si } i, j \in \Gamma_1 \end{cases} \quad (6.28)$$

$$\int_{\Gamma_2} h_{air} T^* T_{\Omega_2} d\Gamma_2 = \sum_{i \in \Gamma_2} h_{air} T^* T_i (ds)_i = \underline{\mathbf{T}}^{*T'} \underline{\mathbf{E}}' \underline{\mathbf{T}} \quad (6.29)$$

$\underline{\mathbf{E}}'$  est une matrice diagonale telle que

$$E'_{ii} = \begin{cases} 0 & \text{si } i, j \notin \Gamma_2 \\ h_{air}(ds)_i & \text{si } i, j \in \Gamma_2 \end{cases} \quad (6.30)$$

$$\int h_{air} T^* T_{air} d\Gamma_2 = \underline{\mathbf{T}}^{*T'} \underline{\mathbf{j}}' \quad (6.31)$$

$\underline{\mathbf{j}}'$  est un vecteur tel que

$$j'_{ii} = \begin{cases} 0 & \text{si } i, j \notin \Gamma_2 \\ h_{air} T_{air}(ds)_i & \text{si } i, j \in \Gamma_2 \end{cases} \quad (6.32)$$

Le bilan des équation sur  $\Omega_2$

$$\underline{\mathbf{M}}' \underline{\dot{\mathbf{T}}}' + (\underline{\mathbf{G}}' + \underline{\mathbf{D}}' + \underline{\mathbf{E}}') \underline{\mathbf{T}}' - \underline{\mathbf{H}}' \underline{\mathbf{T}} = \underline{\mathbf{j}}' \quad (6.33)$$

Le système couplé linéaire est :

$$\begin{pmatrix} \underline{\mathbf{M}} & \underline{\mathbf{0}} \\ \underline{\mathbf{0}} & \underline{\mathbf{M}} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \underline{\dot{\mathbf{T}}} \\ \underline{\dot{\mathbf{T}}}' \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} \underline{\mathbf{G}} + \underline{\mathbf{D}} & -\underline{\mathbf{H}} \\ -\underline{\mathbf{H}} & \underline{\mathbf{G}}' + \underline{\mathbf{D}}' + \underline{\mathbf{E}}' \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \underline{\mathbf{T}} \\ \underline{\mathbf{T}}' \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \underline{\mathbf{0}} \\ \underline{\mathbf{j}}' \end{pmatrix}$$

$$\underline{\mathbf{M}} \underline{\mathbf{T}} + \underline{\mathbf{G}} \underline{\mathbf{T}} = \underline{\mathbf{J}} \quad (6.34)$$

Schéma implicite

$$\underline{\mathbf{M}} \frac{\underline{\mathbf{T}}_{n+1} - \underline{\mathbf{T}}_n}{\Delta t} + \underline{\mathbf{G}} \underline{\mathbf{T}}_{n+1} = \underline{\mathbf{J}}$$

$$\underline{\mathbf{M}} \underline{\mathbf{T}}_{n+1} - \underline{\mathbf{M}} \underline{\mathbf{T}}_n = \Delta t (\underline{\mathbf{J}} - \underline{\mathbf{G}} \underline{\mathbf{T}}_{n+1}) \quad (6.35)$$

$$\underline{\mathbf{T}}_{n+1} (\underline{\mathbf{M}} + \Delta t \underline{\mathbf{G}}) = \Delta t \underline{\mathbf{J}} + \underline{\mathbf{M}} \underline{\mathbf{T}}_n$$

$$\underline{\mathbf{T}}_{n+1} = (\underline{\mathbf{M}} + \Delta t \underline{\mathbf{G}}) (\Delta t \underline{\mathbf{J}} + \underline{\mathbf{M}} \underline{\mathbf{T}}_n)^{-1}$$

L'identification inverse a permis d'identifier le coefficient :

—  $h_{\Omega_1-\Omega_2} = 153 \text{ W.m}^2.\text{K}^{-1}$

—  $h_{air} = 19 \text{ W.m}^2.\text{K}^{-1}$

# Références

- ABRIVARD, Guillaume (2009). “A coupled crystal plasticity - phase field formulation to describe microstructural evolution in polycrystalline aggregates during recrystallisation”. Thèse de doct. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- ANDRESEN, W.T. (1983). “Slow shot phase of cold chamber injection”. In : *2rid South Pacilic Die Casting Con., Sydney*.
- ANSON, J.P et J.E GRUZLESKI (1999). “The Quantitative Discrimination between Shrinkage and Gas Microporosity in Cast Aluminum Alloys Using Spatial Data Analysis”. In : *Materials Characterization* 43.5, p. 319-335. ISSN : 1044-5803. DOI : [https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(99\)00059-5](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(99)00059-5). URL : <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580399000595>.
- APELIAN, D., M. PALIWAL et D. C. HERRSCHAFT (1981). “Casting with Zinc Alloys”. In : *JOM* 33.11, p. 12-20.
- BADALASSI, V.E., H.D. CENICEROS et S. BANERJEE (2003). “Computation of multiphase systems with phase field models”. In : *Journal of Computational Physics* 190.2, p. 371 -397.
- BONOLLO, Franco, Nicola GRAMEGNA et Giulio TIMELLI (mai 2015). “High-Pressure Die-Casting : Contradictions and Challenges”. In : *JOM : the journal of the Minerals, Metals Materials Society*. DOI : [10.1007/s11837-015-1333-8](https://doi.org/10.1007/s11837-015-1333-8).
- BRAMFITT, B.L. et S.J. LAWRENCE (1984). *Metallography and Microstructures of Zinc and Its Alloys, Metallography and Microstructures*.
- BUTLER, W.A. (2008). *High-Pressure Die Casting*. T. 15. ASM Handbook, ASM International, p. 715-718.

- CACERES C.H., Davidson C.J. Griffiths J.R. et al. (1999). “The effect of Mg on the microstructure and mechanical behavior of Al-Si-Mg casting alloys”. In : *Metall Mater Trans A* 30 642, 2611–2618.
- CAHN, John W. et John E. HILLIARD (1958). “Free Energy of a Non-uniform System. I. Interfacial Free Energy”. In : *The Journal of Chemical Physics* 28.2, p. 258-267. DOI : [10.1063/1.1744102](https://doi.org/10.1063/1.1744102). eprint : <https://doi.org/10.1063/1.1744102>. URL : <https://doi.org/10.1063/1.1744102>.
- CARLSON, A, Minh DO-QUANG et Gustav AMBERG (sept. 2011). “Dissipation in rapid dynamic wetting”. In : *Journal of Fluid Mechanics* 682, p. 213 -240. DOI : [10.1017/jfm.2011.211](https://doi.org/10.1017/jfm.2011.211).
- CARLSON, Kent et Christoph BECKERMANN (jan. 2008). “Use of the Niyama Criterion To Predict Shrinkage-Related Leaks in High-Nickel Steel and Nickel-Based Alloy Castings”. In :
- CH. PEQUET, M. Gremaud et M. RAPPAZ (juil. 2002). “Modeling of microporosity, macroporosity, and pipe-shrinkage formation during the solidification of alloys using a mushy-zone refinement method : Applications to aluminum alloys”. In : *Metallurgical and materials transactions* 33A, p. 213 -240. DOI : [10.1007/s11661-002-0041-5](https://doi.org/10.1007/s11661-002-0041-5).
- CHEN, Wenbin et al. (2019). “Positivity-preserving, energy stable numerical schemes for the Cahn-Hilliard equation with logarithmic potential”. In : *Journal of Computational Physics : X* 3, p. 100031.
- DARGUSCH, Matthew S. et al. (2006). “The influence of pressure during solidification of high pressure die cast aluminium telecommunications components”. In : *Journal of Materials Processing Technology* 180.1, p. 37 -43. ISSN : 0924-0136. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.05.001>. URL : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013606005127>.
- DING, Xuejian et al. (2016). “Effect of damage rate on the kinetics of void nucleation and growth by phase field modeling for materials under irradiations”. In : *Journal of Nuclear Materials* 480, p. 120 -128. ISSN : 0022-3115. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2016.08.008>. URL : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311516305633>.
- DOS SANTOS, Silvano Leal, Renato Altobelli ANTUNES et Sydney Ferreira SANTOS (2015). “Influence of injection temperature and pressure on the microstructure, mechanical and corrosion properties of a AlSiCu alloy processed by HPDC”. In : *Materials Design* 88,

- p. 1071-1081. ISSN : 0264-1275. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.09.095>. URL : <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127515305049>.
- D.R. GUNASEGARAM B.R. Finnin, F.B. Polivka (2007). “Melt Flow Velocity in High Pressure Die Casting : It’s Effect on Microstructure and Mechanical Properties in an Al–Si Alloy”. In : *Journal of Materials science and Technology* 23, p. 847-856.
- DREYER, W. et W.H. MÜLLER (2000). “A study of the coarsening in tin/lead solders”. In : *International Journal of Solids and Structures* 37.28, p. 3841 -3871. ISSN : 0020-7683. DOI : [https://doi.org/10.1016/S0020-7683\(99\)00146-8](https://doi.org/10.1016/S0020-7683(99)00146-8). URL : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768399001468>.
- GAO W Pan L, Zhen L (2011). “Applicability of shrinkage porosity prediction for casting with Niyama criterion”. In : *J Beijing Univ Aeronaut Astronaut*.
- GHOMASHCHI, M.R. (1995). “High-Pressure Die Casting : Effect of Fluid Flow on the Microstructure of LM24Die-Casting Alloy”. In : *Journal of Materials Processing Technology* 52, 193–206.
- GUNASEGARAM, D.R. et al. (2013). “Improvements engineered in UTS and elongation of aluminum alloy high pressure die castings through the alteration of runner geometry and plunger velocity”. In : *Materials Science and Engineering : A* 559, p. 276 -286. ISSN : 0921-5093. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.098>. URL : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509312012294>.
- HAILIN .Y Shouxun .J, Wenchao .Y Yun .W et Zhongyun .F (2015). “Effect of Mg level on the microstructure and mechanical properties of die-cast Al–Si–Cu alloys”. In : *Materials Science and Engineering : A* 642, p. 340 -350. ISSN : 0921-5093. URL : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509315301611>.
- HUBER, Gerhard, Mile B. DJURDJEVIC et Srećko MANASIJEVIĆ (2020). “Quantification of Feeding Regions of Hypoeutectic Al-(5, 7, 9)Si-(0-4)Cu (wt) Alloys Using Cooling Curve Analysis”. In : sous la dir. d’Anil AKDOGAN et Ali Serdar VANLI. DOI : [10.5772/intechopen.90337](https://doi.org/10.5772/intechopen.90337). URL : <https://doi.org/10.5772/intechopen.90337>.
- IGNASZAK, Z. et J. HAJKOWSKI (2015). *Contribution to the Identification of Porosity Type in AlSiCu High-Pressure-Die-Castings by Experimental and Virtual Way*. Artykuły / Articles.



- JACQMIN, David (1999). “Calculation of Two-Phase Navier–Stokes Flows Using Phase-Field Modeling”. In : *Journal of Computational Physics* 155.1, p. 96 -127. ISSN : 0021-9991. DOI : <https://doi.org/10.1006/jcph.1999.6332>. URL : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0021999199963325>.
- JAMES WARREN Ryo Kobayashi, Alexander Lobkovsky et W CARTER (2003). “Extending phase field models of solidification to polycrystalline materials.” In : *Acta Materialia*, p. 6035-6058.
- JEAN-JACQUES DROESBEKE Jeanne Fine, Gilbert Saporta (1997). *Plans d'expériences - Applications à l'entreprise*. Ed. TECHNIP.
- KAY, David et Richard WELFORD (2006). “A multigrid finite element solver for the Cahn–Hilliard equation”. In : *Journal of Computational Physics* 212.1, p. 288 -304.
- KONG, L.X. et al. (2008). “Integrated optimization system for high pressure die casting processes”. In : *Journal of Materials Processing Technology* 201.1. 10th International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies, p. 629 -634. ISSN : 0924-0136. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.11.250>. URL : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013607012356>.
- LANDHEER, H. et al. (2009). “The role of crystal misorientations during solid-state nucleation of ferrite in austenite”. In : *Acta Materialia* 57.5, p. 1486 -1496. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.11.034>. URL : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645408008422>.
- M, Pillet (1997). *Les plans d'expériences par la méthode TAGUCHI*. les éditions d'organisation.
- MA, Z. et al. (2008). “A study of tensile properties in Al–Si–Cu and Al–Si–Mg alloys : Effect of -iron intermetallics and porosity”. In : *Materials Science and Engineering : A* 490.1, p. 36 -51. ISSN : 0921-5093. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.01.028>. URL : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509308000154>.
- MILLETT, Paul C et al. (2009). “Void nucleation and growth in irradiated polycrystalline metals : a phase-field model”. In : *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 17.6, p. 064003.

- NEVISON, D.C.H. (1977). "Design Parameters for Zinc Thin Wall Die Castings". In : *Die Casting Engineer*, p. 14-28.
- NIYAMA E Uchida T, Morikawa M Saito S (1982). "A method of shrinkage prediction and its application to steel casting practice". In : *Int Cast Met J*, p. 52-63.
- OBIEKEA, Kenneth, Shekarau AKU et Danjuma YAWAS (jan. 2014). "Effects of Pressure on the Mechanical Properties and Microstructure of Die Cast Aluminum A380 Alloy". In : *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering* 02, p. 248-258. DOI : [10.4236/jmmce.2014.23029](https://doi.org/10.4236/jmmce.2014.23029).
- OTARAWANNA, Somboon et al. (juil. 2009). "Microstructure Formation in AlSi4MgMn and AlMg5Si2Mn High-Pressure Die Castings". In : *Metallurgical and Materials Transactions A* 40, p. 1645-1659. DOI : [10.1007/s11661-009-9841-1](https://doi.org/10.1007/s11661-009-9841-1).
- OUTMANI, Imane et al. (2017). "Effect of Si, Cu and processing parameters on Al-Si-Cu HPDC castings". In : *Journal of Materials Processing Technology* 249, p. 559-569. ISSN : 0924-0136. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.06.043>. URL : <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013617302716>.
- PINO, Manuel del, Michal KOWALCZYK et Juncheng WEI (jan. 2013). "Entire solutions of the Allen-Cahn equation and complete embedded minimal surfaces of finite total curvature in  $R^3$ ". In : *J. Differential Geom.* 93.1, p. 67-131. DOI : [10.4310/jdg/1357141507](https://doi.org/10.4310/jdg/1357141507). URL : <https://doi.org/10.4310/jdg/1357141507>.
- POLA, Annalisa, Marialaura TOCCI et Frank E. GOODWIN (2020). "Review of Microstructures and Properties of Zinc Alloys". In : *Metals* 10.2. ISSN : 2075-4701. DOI : [10.3390/met10020253](https://doi.org/10.3390/met10020253). URL : <https://www.mdpi.com/2075-4701/10/2/253>.
- R. ADAMANE, Anilchandra et al. (mar. 2015). "Influence of Injection Parameters on the Porosity and Tensile Properties of High-Pressure Die Cast Al-Si Alloys". In : *International journal of metalcasting* 9, p. 43-53. DOI : [10.1007/BF03355601](https://doi.org/10.1007/BF03355601).
- R. RAJKOLHE, J. G. Khan (mar. 2014). "Defects Causes and Their Remedies in Casting Process : A Review". In : *International Journal of Research in Advent Technology* 2.
- ROKKAM, Srujan et al. (2009). "Phase field modeling of void nucleation and growth in irradiated metals". In : *Modelling and Simulation in*

- Materials Science and Engineering* 17.6, p. 064002. DOI : [10.1088/0965-0393/17/6/064002](https://doi.org/10.1088/0965-0393/17/6/064002). URL : <https://doi.org/10.1088/0965-0393/17/6/064002>.
- ROZOT, Jose Manuel (2005). “Modèle prédictif de l’apparition de la microporosité de retrait durant la solidification d’un alliage aluminium-silicium”. Thèse de doct. Université de Bordeaux.
- S.-L. WANG R.F. Sekerka, A.A. Wheeler B.T. Murray S.R. Coriell R.J. Braun et G.B. MCFADDEN (1993). “Thermodynamically-consistent phase-field models for solidification.” In : *Physica D : Nonlinear Phenomena*, p. 189-200.
- SAEZ, E. (sept. 2003). “Etude numérique du remplissage en 3D”. Thèse de doct. Ecole des Mines de Paris.
- SANDERS RC. Bruton, C.W. Rodman W.D Kaiser et P.D. FROST (1970). *Die Casting Process Instrumentation Study*, p. 51.
- SANNA, F. et al. (avr. 2013). “Multiscale characterisation of AISi9Cu3(Fe) die casting alloys after Cu, Mg, Zn and Sr addition”. In : *Metallurgia Italiana* 105, p. 13-24.
- SCHAFFER P.L., Laukli H.I (mai 2012). “Recent Developments in Aluminum High Pressure Die Castings”. In : *Die Casting Engineer*, p. 20-22.
- SHABESTARI, S.G. (2004). “The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum–silicon alloys”. In : *Materials Science and Engineering : A* 383.2, p. 289 -298. ISSN : 0921-5093. URL : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509304008329>.
- SHABESTARI, S.G. et H. MOEMENI (2004). “Effect of copper and solidification conditions on the microstructure and mechanical properties of Al–Si–Mg alloys”. In : *Journal of Materials Processing Technology* 153-154. Proceedings of the International Conference in Advances in Materials and Processing Technologies, p. 193 -198. ISSN : 0924-0136. URL : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013604007083>.
- SHEEHY, C. (2008). “Caractérisation des coefficients d’interface en moulage sous pression de l’Aluminium semi-solide”. Thèse de doct. Université de Québec.
- SUZUKI, Toshio et al. (2002). “Phase-field model of dendritic growth”. In : *Journal of Crystal Growth* 237-239. The thirteenth international

- conference on Crystal Growth in conjunction with the eleventh international conference on Vapor Growth and Epitaxy, p. 125 - 131. DOI : [https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(01\)01891-7](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(01)01891-7). URL : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022024801018917>.
- SZPUNAR, Barbara et Reginald W. SMITH (1996). "Monte Carlo simulation of solidification processes ; Porosity". In : *Canadian Metallurgical Quarterly* 35.3, p. 299-303. ISSN : 0008-4433. DOI : [https://doi.org/10.1016/0008-4433\(96\)00006-7](https://doi.org/10.1016/0008-4433(96)00006-7). URL : <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0008443396000067>.
- TAVAKOLI., Ruhollah (2010). *On the prediction of shrinkage defects by thermal criterion functions*.
- TEMEL SAVAŞKAN, Ali Pasa HEKİMOĞLU (2014). "Microstructure and mechanical properties of Zn-15Al-based ternary and quaternary alloys". In : *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING*, p. 52-57.
- TIAN, C et al. (2002). "Effect of melt cleanliness on the formation of porosity defects in automotive aluminium high pressure die castings". In : *Journal of Materials Processing Technology* 122.1, p. 82-93. ISSN : 0924-0136. DOI : [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)01229-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)01229-8). URL : <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013601012298>.
- TSOUKALAS, V.D. (2008). "Optimization of porosity formation in AlSi9Cu3 pressure die castings using genetic algorithm analysis". In : *Materials Design* 29.10, p. 2027-2033. ISSN : 0261-3069. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.04.016>. URL : <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306908000903>.
- TYNELIUS, K.E. (1992). "A parametric study of the evolution of microporosity in Al-Si foundry alloys". Thèse de doct. Drexel University, Philadelphia.
- VARGEL, C. (2010). *Métallurgie de l'aluminium*. Techniques de l'ingénieur M 4663.
- VIJAYARAM, T.R. et al. (2006). "Numerical simulation of casting solidification in permanent metallic molds". In : *Journal of Materials Processing Technology* 178.1, p. 29 -33. ISSN : 0924-0136. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.09.025>.

URL : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092401360500885X>.

- XU, Chao et al. (2017). “Effects of injection velocity on microstructure, porosity and mechanical properties of a rheo-diecast Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy”. In : *Journal of Materials Processing Technology* 249, p. 167-171. ISSN : 0924-0136. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.05.033>. URL : <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013617302078>.
- ZHAO, H.D. et al. (2009). “Experimental and numerical analysis of gas entrapment defects in plate ADC12 die castings”. In : *Journal of Materials Processing Technology* 209.9, p. 4537 -4542. ISSN : 0924-0136. DOI : <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.10.028>. URL : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013608007917>.





## **Modélisation, Simulation et Expérimentation de la formation des porosités pour les alliages Zn-Al.**

**RÉSUMÉ :** Ces travaux de thèse s'inscrivent dans le cadre de l'amélioration de la qualité des pièces moulées en fonderie sous pression dont le but d'étudier la formation des porosités pour les alliages Zn-Al. Ces alliages sont largement utilisés dans l'industrie automobile en raison de leurs excellentes propriétés mécaniques. Dans un premier temps, nous avons étudié les effets des paramètres procédé (les vitesses d'injection, le temps de compression, la course de commutation et la course du pré-injection) sur la formation des porosités des pièces moulées sous pression. Cette approche méthodologique s'appuie sur une étude expérimentale/numérique par l'analyse des micrographies et la densité des pièces. Dans un deuxième temps, un modèle numérique qui permet de modéliser la formation des retassures pendant la phase de solidification de l'alliage a été développé. Ce modèle se base sur une approche des champs de phase qui inclut la prédiction de la croissance d'une phase gazeuse dans une phase liquide.

**Mots clés:** Moulage sous pression, Porosités, Refroidissement, Plan d'expériences, Champ de phase, Retassures.

## **Modeling, Simulation and Experimentation of porosity formation for Zn-Al alloys.**

**ABSTRACT:** This thesis present a framework of the improvement of the die-castings parts quality. The objective of this work is to study the porosity formation of Zn-Al alloys. These alloys are widely used in the automotive industry because of their excellent mechanical properties. In a first step, we studied the effects of process parameters (injection velocity, compression time, switching distance and pre-injection distance) on the formation of porosities in die-cast parts. This methodological approach is based on an experimental/numerical study through the analysis of micrographs and the density of the parts. In a second step, a numerical model was developed to model the formation of shrinkage during the solidification phase of the alloy. This model is based on a phase field approach which includes the nucleation of a gas phase within the liquid one.

**Keywords:** HPDC, Porosity, Cooling, DOE, Phase field, Shrinkage.

