

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉTUDES EXPÉRIMENTALE ET NUMÉRIQUE DE LA FISSURATION À CHAUD
LORS DU MOULAGE EN SABLE
DE PIÈCES STRUCTURALES EN ALLIAGE DE MAGNÉSIUM

AURÉLIE LEDOUX-CORBEIL
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES
(GÉNIE MÉTALLURGIQUE)

AVRIL 2008



Library and
Archives Canada

Bibliothèque et
Archives Canada

Published Heritage
Branch

Direction du
Patrimoine de l'édition

395 Wellington Street
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

395, rue Wellington
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Your file Votre référence

ISBN: 978-0-494-41567-2

Our file Notre référence

ISBN: 978-0-494-41567-2

NOTICE:

The author has granted a non-exclusive license allowing Library and Archives Canada to reproduce, publish, archive, preserve, conserve, communicate to the public by telecommunication or on the Internet, loan, distribute and sell theses worldwide, for commercial or non-commercial purposes, in microform, paper, electronic and/or any other formats.

The author retains copyright ownership and moral rights in this thesis. Neither the thesis nor substantial extracts from it may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

AVIS:

L'auteur a accordé une licence non exclusive permettant à la Bibliothèque et Archives Canada de reproduire, publier, archiver, sauvegarder, conserver, transmettre au public par télécommunication ou par l'Internet, prêter, distribuer et vendre des thèses partout dans le monde, à des fins commerciales ou autres, sur support microforme, papier, électronique et/ou autres formats.

L'auteur conserve la propriété du droit d'auteur et des droits moraux qui protègent cette thèse. Ni la thèse ni des extraits substantiels de celle-ci ne doivent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

In compliance with the Canadian Privacy Act some supporting forms may have been removed from this thesis.

Conformément à la loi canadienne sur la protection de la vie privée, quelques formulaires secondaires ont été enlevés de cette thèse.

While these forms may be included in the document page count, their removal does not represent any loss of content from the thesis.

Bien que ces formulaires aient inclus dans la pagination, il n'y aura aucun contenu manquant.

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé :

ÉTUDES EXPÉRIMENTALE ET NUMÉRIQUE DE LA FISSURATION À CHAUD
LORS DU MOULAGE EN SABLE
DE PIÈCES STRUCTURALES EN ALLIAGE DE MAGNÉSIUM

Présenté par : LEDOUX-CORBEIL Aurélie

En vue de l'obtention du diplôme de : Maîtrise ès sciences appliquées

A été dûment accepté par le Jury d'examen constitué de :

M. VERREMAN, Yves, Ph.D., président

M. TURENNE, Sylvain, Ph.D., membre et directeur de recherche

M. AJERSCH, Frank, Ph.D., membre

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier tous ceux qui ont contribué à la réalisation de ce projet de recherche. Plus particulièrement, j'aimerais remercier mon directeur de maîtrise Sylvain Turenne, dont la présence et le soutien tout au long du projet m'ont été d'une grande aide. Je suis reconnaissante de la confiance et de la compréhension dont il a fait preuve tout au long du projet.

Je désire également remercier la direction de Pratt & Whitney Canada dont font partie Don McIntosh, Allan Christensen, Alain Bouthillier et Frédéric Bérubé. Leur intérêt dans ce projet et leur participation aux discussions relatives à l'orientation du projet ont été des éléments clefs qui ont permis sa réalisation. Leur implication a donné la visibilité nécessaire au projet afin de permettre un partenariat indispensable avec les fonderies. L'équipe d'ingénierie des matériaux dont font partie Jean-François Bélanger et Éric Wintgens, a également aidé à l'approfondissement du sujet. Leur vision du projet et leurs connaissances techniques relatives aux différents aspects de la fonderie ont été d'un grand secours.

De plus, je ne peux passer sous silence la participation de la direction et du personnel des fonderies Haley Industries et Mitchell Aerospace. Je les remercie pour leur très grande flexibilité et leur coopération dans ce projet de recherche.

Je souhaite aussi remercier Julien Thibeault et Guillaume Limoges qui, par la réalisation de leur projet de fin d'étude, ont contribué de façon importante à ce projet de recherche. Leur motivation et leur implication ont surpassé les attentes.

Enfin, je tiens à remercier Frédéric qui me donne envie de me surpasser et dont la présence est très enrichissante.

RÉSUMÉ

Une des méthodes de fabrication des pièces structurales de moteurs d'avion est la coulée en sable d'alliage de magnésium. Des défauts peuvent résulter de la coulée ou de la solidification. Ce travail a eu pour principal objectif d'utiliser des outils de simulation numérique afin de prédire la localisation et la sévérité des fissures à chaud obtenues dans les pièces. De cet objectif principal, deux sous-objectifs ont été formulés : confirmer la nature du défaut et valider les paramètres de simulation numérique.

La nature du défaut a été confirmée grâce à l'observation de la microstructure. Le mode de fissuration intergranulaire a été observé. De plus, des spectres EDX ont confirmé la composition eutectique enrichie en zinc et en terres rares dans le liquide interdendritique, indiquant la possibilité d'une déchirure à l'état semi-solide de l'alliage.

Dans le cadre de ce travail, les propriétés thermophysiques et mécaniques de l'alliage de magnésium ZE41A et des sables ont été colligées à partir de différentes sources bibliographiques. Deux essais instrumentés ont ensuite été effectués afin de valider cette base de données et de tester la sensibilité du modèle. Ce travail a été réalisé chez Haley Industries à partir d'un premier moule expérimental générant des fissures à chaud. Les simulations ont été réalisées avec le logiciel ProCast.

Suite à la revue bibliographique, des paramètres de coulée ont été identifiés afin de modifier la forme et la taille des grains, d'altérer l'intervalle de solidification et ainsi le temps de vulnérabilité, de diminuer le coefficient de transfert thermique et finalement influencer le niveau de contrainte interne à la pièce. Des essais ont été planifiés afin d'étudier l'impact de ces modifications sur la sévérité des fissures à chaud résultantes. Quatre paramètres de coulée ont été ciblés: la préchauffe du moule, la variation du pourcentage de zirconium, l'épaisseur du mur et le type de sable utilisé pour fabriquer le noyau. Deux niveaux ont été attribués pour chacun de ces facteurs : le moule était à la

température ambiante ou préchauffé à 70°, les pourcentages en zirconium étaient de 0.56% et 0.83%, le mur avait une épaisseur de 0.15" ou 0.25" et le noyau fait de sable de silice ou de zircone.

L'analyse subséquente de la sévérité des fissures a été conduite en parallèle avec des simulations réalisées avec le logiciel ProCast. La préchauffe du moule a eu pour effet d'amplifier la sévérité du défaut selon la simulation numérique. Le résultat contraire a été observé expérimentalement. La modification du pourcentage de zirconium au sein de l'alliage de magnésium a eu un effet attendu au niveau de la simulation numérique et des essais expérimentaux : la diminution du zirconium augmente la tendance à la fissuration à chaud. Il a été démontré expérimentalement qu'un mur plus épais augmente aussi la tendance à la fissuration à chaud. Mais ce résultat n'a pas été confirmé numériquement : une tendance similaire a été démontrée mais sa faible amplitude était confondue avec l'erreur. Finalement, il a été impossible de conclure que les essais réalisés avec un noyau de zircone génèrent un défaut plus sévère car trop peu de données étaient disponibles. Les résultats numériques ont montré une tendance plus importante pour les essais réalisés avec le noyau fabriqué avec du sable de zircone.

Une seconde pièce a été conçue pour pallier la destruction prématurée des outils de fabrication de la première pièce expérimentale. Ces essais ont été réalisés chez Mitchell Aerospace. La pièce a été conçue pour reproduire les aspects géométriques d'un boîtier d'air avant d'un moteur de P&WC présentant des fissures à chaud. Les deux pièces coulées ont été inspectées par ressuage et rayons-X et seuls des soufflures et des porosités ont été détectées. Une simulation a été réalisée en parallèle avec le logiciel MagmaSoft. Des simulations de remplissage du moule ont permis de corriger les chemins de coulée et obtenir une pièce sans défaut de remplissage. Ces essais ont également permis de conclure que les indices de fissuration à chaud atteignent des valeurs supérieures à un seuil critique afin d'obtenir un défaut sur les pièces expérimentales.

ABSTRACT

Magnesium sand casting is one of the manufacturing methods of aircraft engine structural parts. Filling and solidification of the alloy can cause defects. The main objective of this project was to use numerical tools to predict hot tears location and severity in the casted parts. From this objective, two sub objectives were formulated: confirm the nature of the defect and validate the simulation parameters.

Nature of the defect was confirmed with microstructural observation. Intergranular mechanism of the tear was observed. Also, EDX spectra confirmed the eutectic composition rich in zinc and rare earths in the interdendritic liquid areas, indicating a possibility of tearing during the mushy state.

In the scope of this work, thermophysical and mechanical properties of the magnesium alloy ZE41A and sands used for moulds were gathered from several sources. Two instrumented trials were performed to validate this database and tested the model sensitivity. This work was performed at Haley Industries foundry from a first experimental mould generating hot tears. Simulations were done with ProCast software.

Following the literature review, casting parameters were identified to modify the grain shape and size, to change the solidification interval and the vulnerability time, to decrease the heat transfer coefficient and finally, to influence the internal stress level. Trials were planned to study the effects of these modifications over the hot tearing sensitivity index. Four casting parameters were identified: preheat of the mold, zirconium percentage, thickness of the wall and type of sand for the core. Two levels were attributed to each of these factors: the mould was at ambient temperature or heated at 70°C, the zirconium percentage was set at 0.56% or 0.83%, the wall thickness from 0.15" to 0.25" and the core was made from silica or zircon.

The experimental analyses of the hot tearing sensitivity were conducted in parallel to the ProCast simulations. Preheat of the mould increase the defect severity for the numerical simulation. The experimental result shows the opposite behaviour. The modification of the zirconium percentage of the magnesium alloy show a consistent effect for the numerical simulation and the experiment: reduction of zirconium increase hot tearing tendency. Experiments show that a thicker wall increase hot tearing tendency. This result was not confirmed with the simulation: a similar trend was highlighted but his amplitude was merged with the error. Finally no conclusion can be deduced from the experimental trials with a zircon core because of the lack of trials. Numerical results show a stronger hot tearing trend for the trials generated with zircon core.

A second experimental part was designed to compensate for the early destruction of the mould pattern of the first experimental part. These trials were cast at Mitchell Aerospace. The part was designed to reproduce geometrical aspects of a front air intake case of a P&WC jet engine showing hot tear issues. The two parts poured were inspected by FPI and X-Ray. Only gas hole and porosity were detected. A simulation was run using MagmaSoft. Filling simulations results lead to modifications of the gating in purpose to generate a part without filling defect. These trials conduct to the conclusion that hot tearing criteria calculated with MagmaSoft shall reaches value above a critical value to have a significant effect over the parts.

TABLE DES MATIÈRES

REMERCIEMENTS	iv
RÉSUMÉ	v
ABSTRACT	vii
TABLE DES MATIÈRES	ix
LISTE DES FIGURES	xii
LISTE DES TABLEAUX	xix
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS	xxi
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1	3
Étude bibliographique	3
1.1 Introduction aux alliages de magnésium	3
1.2 Microstructure du ZE41A et rôle des différents éléments d'alliage	7
1.3 Propriétés thermophysiques et mécaniques de l'alliage ZE41A	11
1.3.1 Propriétés thermophysiques	12
1.3.2 Comportement visqueux	15
1.3.3 Propriétés mécaniques	16
1.4 Caractérisation du sable, du filtre et du manchon isolant	20
1.4.1 Présentation des sables et des liants utilisés en fonderie	21
1.4.2 Essais effectués sur le sable en fonderie	22
1.4.3 Détermination de la conductivité thermique du moule	22
1.4.4 Filtre et élément isolant	24
1.5 Écoulement et solidification du métal en fusion	24
1.5.1 Écoulement de l'alliage de magnésium à l'état liquide	25
1.5.2 Solidification de l'alliage de magnésium ZE41A	28
1.6 Description des défauts de fonderie en moules de sable	34
1.6.1 Défauts de remplissage	35
1.6.2 Défauts métallurgiques	37

1.7 Criques à chaud	45
1.7.1 Formation des criques à chaud	46
1.7.2 Description des essais effectués pour l'étude des criques à chaud	50
1.7.3 Paramètres affectant la sévérité des criques à chaud	54
1.7.4 Sommaire sur les facteurs favorisant la fissuration à chaud	56
1.8 Techniques de détection des défauts	58
1.8.1 Inspection aux rayons X.....	58
1.8.2 Inspection par ressuage	59
CHAPITRE 2	61
Moyens expérimentaux et numériques mis en œuvre	61
2.1 Plan d'essais	62
2.1.1 Paramètres étudiés.....	63
2.1.2 Matrice d'essais.....	66
2.2 Description des essais en fonderie	68
2.2.1 Instrumentation	69
2.2.2 Étapes de coulée.....	72
2.2.3 Présentation des pièces expérimentales	77
2.2.4 Évaluation du défaut généré.....	85
2.4 Modélisation numérique.....	89
2.4.1 Choix du logiciel ProCast	90
2.4.2 Structure du modèle dans ProCast	91
2.4.3 Modèles numériques	92
2.4.4 Maillage.....	93
2.4.5 Modification des paramètres	97
2.4.6 Conditions frontières et types d'interfaces.....	98
2.4.7 Analyse des résultats de simulation : interface du postprocesseur	99
CHAPITRE 3	106
Résultats et discussion	106
3.1 Observation et évaluation métallurgique des criques à chaud	107

3.1.1 Étude de l'aspect microscopique et macroscopique des fissures à chaud	107
3.1.2 Spectres EDX	108
3.1.3 Photographies de la fissure à chaud d'un point de vue microstructural.....	111
3.2 Résultats préliminaires : corrélation entre les courbes de solidification expérimentales et celles générées par le logiciel de simulation numérique ProCast	114
3.3 Prédiction de la localisation et de la sévérité des fissures à chaud	122
3.3.1 Essais réalisés en fonderie.....	124
3.3.2 Essais présentant des fissures à chaud multiples.....	127
3.3.3 Effet de la préchauffe du moule	127
3.3.4 Effet du pourcentage de zirconium	134
3.3.5 Effet de l'épaisseur du mur	140
3.3.6 Effet du type de sable utilisé pour le noyau	150
3.4 Résultats de la simulation et des essais expérimentaux de la seconde pièce	155
CHAPITRE 4	162
Discussion	162
4.1 Mise en service d'un logiciel de simulation de procédé de fonderie en industrie.....	162
4.2 ProCast vs MagmaSoft, comparaison des deux logiciels	164
4.3 Gestion d'un projet de recherche sur une ligne de production	166
CONCLUSIONS.....	168
Références	171
Annexe	178

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1	Microstructure de l'alliage ZE41A, 100X.	9
Figure 1.2	Fraction solide de l'alliage ZE41A en fonction de la température.....	13
Figure 1.3	Conductivité thermique de l'alliage ZE41A en fonction de la température.....	13
Figure 1.4	Densité de l'alliage ZE41A en fonction de la température.	14
Figure 1.5	Chaleur spécifique de l'alliage ZE41A en fonction de la température.....	14
Figure 1.6	Viscosité de l'alliage ZE41A en fonction de la température [MagmaSoft].	15
Figure 1.7	Module d'élasticité de l'alliage ZE41A-T5 en fonction de la température.....	18
Figure 1.8	Limite d'élasticité de l'alliage ZE41A-T5 en fonction de la température.....	19
Figure 1.9	Limite d'élasticité de l'alliage ZE41A-T5 en fonction de la température.....	20
Figure 1.10	Relation entre la contrainte de cisaillement en fonction du taux de cisaillement.....	25
Figure 1.11	Développement de la charge au sein de l'alliage 6061 pendant la solidification, selon différents inoculant [EAS04].....	33
Figure 1.12	Radiographie présentant une malvenue [BOS02].	35
Figure 1.13	Radiographie présentant le déplacement d'une composante [BOS02].	36
Figure 1.14	Radiographie présentant une soufflure [BOS02].	39
Figure 1.15	Radiographie présentant des porosités [BOS02].	39

Figure 1.16	Radiographie présentant des microretassures de forme spongieuse (Sponge shrinkage) [BOS02].	38
Figure 1.17	Radiographie présentant des microretassures de forme duveteuse (Feather shrinkage) [BOS02].	38
Figure 1.18	Inclusions de sable ayant réagit [EML66].	41
Figure 1.19	Radiographie présentant des inclusions d'oxyde [BOS02].	42
Figure 1.20	Radiographie présentant une inclusion de matière dense [BOS02].	43
Figure 1.21	Radiographie présentant des microretassures sous forme de « pipe » [BOS02].	44
Figure 1.22	Radiographie présentant une fissuration à chaud non guérie [BOS02].	44
Figure 1.23	Schéma de l'éprouvette, selon la vue de plan et la vue de profil, utilisée par l'équipe de Cameron Davidson pour la simulation en laboratoire des criques à chaud [CAM05].	51
Figure 1.24	Éprouvette pour la recherche fondamentale sur les fissures à chaud dans les pièces coulées des alliages légers [TAK64].	52
Figure 1.25	Schéma du montage expérimental visant à quantifier la déformation au cours de la solidification d'un alliage d'aluminium [STA04].	53
Figure 1.26	Éprouvette de « criquabilité », M. Braccini [BRA03].	54
Figure 1.27	Localisation d'un défaut sur une pièce.	60
Figure 1.28	Défaut mis en évidence grâce à la technique de ressuage.	60
Figure 2.1	Résultats générés par l'acquisition de la température en fonction du temps.	70
Figure 2.2	Agrandissement présentant les résultats pour la section de la montée en température.	71
Figure 2.3	Étapes de fabrication d'une pièce coulée en sable : préparation du moule.	72

Figure 2.4	Étapes de fabrication d'une pièce coulée en sable : patron utilisé pour la fabrication des noyaux.	73
Figure 2.5	Étapes de fabrication d'une pièce coulée en sable : souffleur servant à injecter de sable et de SO ₂	74
Figure 2.6	Étapes de fabrication d'une pièce coulée en sable : préparation des noyaux.....	74
Figure 2.7	Étapes de fabrication d'une pièce coulée en sable : assemblage du moule et des noyaux.....	75
Figure 2.8	Étapes de fabrication d'une pièce coulée en sable : purge du moule à l'aide de gaz SF ₆	76
Figure 2.9	Étapes de fabrication d'une pièce : creuset pour la coulée par gravité.....	76
Figure 2.10	Pièce expérimentale brute de coulée réalisée à Haley Industries.....	78
Figure 2.11	Localisation des thermocouples sur la pièce expérimentale.	79
Figure 2.12	Localisation du thermocouple situé au haut de l'entonnoir de coulée.	79
Figure 2.13	Localisation des thermocouples situés au bas de l'entonnoir de coulée, en amont et en aval du filtre.	80
Figure 2.14	Localisation des thermocouples situés à la jonction de la pièce et de la masselotte et du thermocouple situé dans le mur mince de la pièce.	80
Figure 2.15	Installation des thermocouples et assemblage des moules expérimentaux.....	81
Figure 2.16	Première section du boîtier d'entrée d'air, pièce de P&WC présentant un problème récurrent de fissures à chaud.	82
Figure 2.17	Coupe de la pièce permettant de voir la géométrie du passage interne.....	82
Figure 2.18	Présentation de la géométrie de la seconde pièce expérimentale.....	83

Figure 2.19	Patron pour la fabrication du moule de la seconde pièce expérimentale.	84
Figure 2.20	Patron des noyaux pour la seconde pièce expérimentale.	84
Figure 2.21	Radiographie de la fissure à chaud générée tout le long du cylindre sur la première pièce expérimentale.	86
Figure 2.22	Positions des coupes effectuées sur les fissures à chaud des pièces expérimentales.	87
Figure 2.23	Exemple d'évaluation d'ouverture maximale du défaut.	88
Figure 2.24	Sections générées à partir du post-processeur du logiciel ProCast pour observer les résultats numériques de l'indice de fissuration à chaud.	89
Figure 2.25	Maillage de la pièce expérimentale réalisé par le module de maillage de ProCast (vue de profil).	94
Figure 2.26	Maillage du moule et de la pièce réalisé par le module de maillage de ProCast (vue de dessus).	94
Figure 2.27	Maillage non adéquat et problème d'importation de fichier complet de la géométrie.	95
Figure 2.28	Maillage des pièces expérimentales. Maillages générés par MagmaSoft, éléments parallélépipédiques.	96
Figure 2.29	Distribution de l'indice de fissuration à chaud à la surface de la pièce. Vue isométrique avec la face supérieure correspondant à la coupe à six pouces du bas de l'anneau.	101
Figure 2.30	Distribution de l'indice de fissuration à chaud à la surface de la pièce. Vue isométrique avec coupe à six pouces du bas de l'anneau, avec ajustement de l'échelle pour cibler la valeur maximale.	102
Figure 2.31	Distribution de l'indice de fissuration à chaud à la surface de la pièce (valeur maximale à six pouces du bas de l'anneau) présentée avec une vue de plan.	103

Figure 2.32	Résultats de l'indice de fissuration à chaud à un pouce (A) et trois pouces et demi (B) du bas de l'anneau. Présentation selon une vue de plan.....	104
Figure 3.1	Montage photographique d'une coupe transversale d'une fissure générée à partir du moule expérimental.	107
Figure 3.2	Amorçage de la fissure, MEB.	108
Figure 3.3	Spectre EDX, à l'endroit noté A sur la photographie présentée à la Figure 3.2.	109
Figure 3.4	Spectre EDX, à l'endroit noté B sur la photographie présentée à la Figure 3.2.	110
Figure 3.5	Spectre EDX, à l'endroit noté C sur la photographie présentée à la Figure 3.2.	110
Figure 3.6	Agrandissement d'une section d'une fissure à chaud, variante 1.	111
Figure 3.7	Agrandissement d'une section de la fissure à chaud, variante 2.....	112
Figure 3.8	Agrandissement d'une section de la fissure à chaud, variante 3.....	112
Figure 3.9	Vue en plongée de la fissure.	113
Figure 3.10	Grossissement d'une section de la Figure 3.9.....	114
Figure 3.11	Comparaison des courbes de solidification générées par ProCast et des résultats expérimentaux enregistrés par les thermocouples 1 et 1'.....	115
Figure 3.12	Comparaison des courbes de solidification générées par ProCast et des résultats expérimentaux enregistrés par les thermocouples 3 et 4.....	117
Figure 3.13	Comparaison des courbes de solidification générées par ProCast et des résultats expérimentaux enregistrés par les thermocouples 5 et 6.....	118
Figure 3.14	Comparaison des courbes de solidification générées par ProCast et des résultats expérimentaux enregistrés par les thermocouples 2 et 7.....	119

Figure 3.15	Étude de l'influence de la chaleur latente et du coefficient de transfert thermique sur les résultats numériques : comparaison entre les courbes de solidification générées à partir de huit simulations et des résultats expérimentaux enregistrés par le thermocouple 3.....	121
Figure 3.16	Séquence de remplissage de la cavité de la première pièce expérimentale. Au bas, on note la présence de la zone à l'état semi-solide entourée de l'alliage complètement solidifié.....	123
Figure 3.17	Histogramme présentant les temps de coulée en ordre de croissant et les poids des pièces associées.	126
Figure 3.18	Deux pièces présentant des malvenues, un défaut de remplissage.....	127
Figure 3.19	Résultats expérimentaux : ZE41A, noyau de silice, mur mince de 0.15 " (3.81mm) avec (1) et sans (2) préchauffe du moule. Deux essais ont été réalisés avec la préchauffe.....	129
Figure 3.20	Résultats expérimentaux : ZE41A, noyau de silice, mur épais de 0.25 " (6.35 mm) avec (3) et sans (4) préchauffe du moule.....	130
Figure 3.21	Indices de fissuration à chaud générés par ProCast pour les essais 1 et 2 de la section portant sur l'étude de l'effet de la préchauffe du moule.....	132
Figure 3.22	Indices de fissuration à chaud générés par ProCast pour les essais 3 et 4 de la section portant sur l'étude de l'effet de la préchauffe du moule.....	133
Figure 3.23	Résultats expérimentaux : ZE41A, 0.83%Zr, noyau de silice, mur de 0.15 " (1) et mur de 0.25 " (2), sans préchauffe du moule.....	135
Figure 3.24	Résultats expérimentaux : ZE41A modifié, 0.56%Zr, noyau de silice, mur de 0.15 " (3) et mur de 0.25 " (4), sans préchauffe du moule.....	136

Figure 3.25	Indices de fissuration à chaud générés par ProCast pour les essais 2 et 4 de la section portant sur l'étude de l'effet du pourcentage de zirconium.	139
Figure 3.26	Indices de fissuration à chaud générés par ProCast pour évaluer l'impact de l'épaisseur de la paroi de l'anneau. Essais 1 et 2.	145
Figure 3.27	Indices de fissuration à chaud des essais 1 et 2 de la section portant sur l'étude de l'effet de l'épaisseur du mur présentés avec une échelle ajustée aux valeurs maximales enregistrées.	146
Figure 3.28	Indices de fissuration à chaud générés par ProCast pour les essais numéro 3 et 4 de la section portant sur l'étude de l'effet de l'épaisseur du mur.	148
Figure 3.29	Résultats expérimentaux des essais relatifs à l'étude du type de sable.	151
Figure 3.30	Indices de fissuration à chaud générés par ProCast pour les essais 1 et 2 de la section portant sur l'étude de l'effet du type de sable utilisé pour le noyau.	154
Figure 3.31	Simulation du remplissage de la pièce expérimentale coulée chez Mitchell Aerospace.	157
Figure 3.32	Indice de fissuration à chaud calculé avec MagmaSoft pour la seconde pièce expérimentale. Visualisation avec mode rayon-X et différentes échelles de sensibilité.	158
Figure 3.33	Illustration présentant les phases en présence au sein de la seconde pièce expérimentale en cours de solidification.	159
Figure 3.34	Pièce expérimentale produite à la fonderie Mitchell Aerospace.	159
Figure 3.35	Films Rayons-X réalisés sur les deux pièces coulées chez Mitchell Aerospace.	160
Figure 3.36	Indice de fissuration à chaud pour la première pièce expérimentale calculé à partir du logiciel MagmaSoft.	161

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1.1	Nomenclature ASTM des principaux éléments d'alliages du magnésium pour les applications de fonderie [KAI03].	6
Tableau 1.2	Composition (% poids) de l'alliage de magnésium ZE41A.....	7
Tableau 1.3	Paramètres de traitements thermiques T5 adéquats pour le magnésium allié de zinc, terres rares et zirconium.	10
Tableau 1.4	Propriétés mécaniques à la température ambiante de l'alliage de magnésium ZE41A après traitement thermique T5 [AGH03], [EML66].....	11
Tableau 1.5	Valeurs minimum et maximum des températures de liquidus et de solidus selon différentes sources.	12
Tableau 1.6	Origine des données pour les propriétés mécaniques	17
Tableau 1.7	Adaptation des stades de la solidification présentée par M. Braccini [BRA03].....	49
Tableau 2.1	Paramètres considérés lors des coulées expérimentales.....	66
Tableau 2.2	Présentation du plan d'expériences initial.....	67
Tableau 2.3	Description des deux essais utilisés pour la présentation de la méthodologie développée pour l'analyse des résultats.	100
Tableau 3.1	Modification des paramètres : chaleur latente et coefficient de transfert thermique dans les simulations numériques.	120
Tableau 3.2	Matrice des essais complétés à la fonderie Haley Industries.	125
Tableau 3.3	Description des quatre essais réalisés pour étudier l'impact de la préchauffe du moule sur la sévérité de la fissuration à chaud observée.....	128
Tableau 3.4	Description des quatre essais réalisés pour l'étude de l'impact du pourcentage en zirconium de l'alliage de magnésium.	134

Tableau 3.5	Évaluation des dimensions des fissures à chaud pour les 4 essais étudiés dans le cadre de l'étude de l'impact du pourcentage de zirconium présent dans l'alliage de magnésium.	137
Tableau 3.6	Description des dix essais réalisés pour l'étude de l'effet de la variation de l'épaisseur du mur.	141
Tableau 3.7	Évaluation des dimensions des fissures à chaud pour les 6 essais étudiés dans le cadre de l'étude de l'impact de l'épaisseur du mur.	143
Tableau 3.8	Description des quatre simulations réalisées pour l'étude de l'effet de la variation de l'épaisseur du mur.	144
Tableau 3.9	Description des quatre essais réalisés pour l'étude de l'impact du type de sable du noyau sur la sévérité de la fissure à chaud.	150
Tableau 3.10	Évaluation des dimensions des fissures à chaud pour les quatre essais étudiés dans le cadre de l'étude de l'impact du type de sable utilisé pour former le noyau.	152

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

ε	Déformation	
σ	Contrainte	[MPa]
ρ	Densité	[g/cm ³]
γ_{JG}	Énergies de joint de grain	[kJ]
γ_{LS}	Énergies de surface liquide-solide	[kJ]
dT/dx	Gradient de température	[K/m]
h	Coefficient de transfert thermique	[W/m ² /K]
k	Conductivité thermique	[W/m·K]
L	Longueur caractéristique de l'écoulement	[m]
n	Coefficient de consolidation	
Nu	Nombre de Nusselt	
q	Flux de chaleur	[W]
$\dot{T}$	Vitesse de refroidissement	[K/s]
μ	Viscosité	[cP]
U	Vitesse caractéristique de l'écoulement	[m/s]
v	Vitesse d'avance du front de solidification	[mm/min]

INTRODUCTION

Les trois principales caractéristiques des moteurs influençant le choix des clients dans le domaine aéronautique sont la diminution du poids et du coût ainsi que l'augmentation de la performance. Ces objectifs ont pour but d'optimiser la mise en service des moteurs et ainsi accroître la compétitivité du produit. La fabrication des boîtiers de compresseur en alliage léger d'aluminium ou de magnésium et l'utilisation de la fonderie en moule de sable ou en cire perdue sont des choix judicieux pour ces composantes structurales. Ces choix visent principalement à atteindre la diminution du poids. Les technologies relatives à la performance des moteurs sont principalement appliquées à la section chaude des moteurs où se trouvent les étages de turbine. La mise en forme par fonderie en sable n'est pas un moyen de diminuer le coût de ces composantes. Le développement de la conception des outils destinés à fabriquer une pièce complexe est dispendieux. De plus, peu de technologies ont été introduites dans cette industrie depuis son apparition dans le domaine aéronautique lors de la Seconde Guerre Mondiale. Cette industrie est actuellement basée sur le savoir-faire et l'expérience des fonderies. Le processus d'essais et d'erreurs utilisé requiert le sacrifice de nombreuses pièces. Depuis l'arrivée du modèle de moteur PW150, la complexité de la conception du motoriste Pratt & Whitney Canada a dépassé de nouvelles limites. Le taux de reprise des pièces pour corriger les défauts de fonderie, dont les fissures à chaud, est passé pratiquement à 100%. Le contre-coup de ces conceptions de pièces difficilement mises en forme a été ressenti par le motoriste. Il a dû apprendre à gérer une production ralentie par de nombreux retards de livraisons.

En parallèle à ces difficultés de production, les outils informatiques ont fait des percées importantes au cours des dernières décennies. Des outils de simulations ont été développés dans plusieurs domaines dont celui de la fonderie. Ces outils de calcul, en couplant les lois de la mécanique des fluides à la physique des corps solides, permettent

de diminuer le temps nécessaire au développement de pièces et ainsi le nombre d'essais nécessaires. Pratt & Whitney Canada ne possède pas de fonderie, mais a tout de même vue l'opportunité d'améliorer les produits offerts en développant une expertise dans ce domaine. L'achat de cet outil logiciel a pour principal objectif d'augmenter la communication entre les concepteurs de la pièce et les ingénieurs responsables du développement du procédé de fonderie. Il devient ainsi possible de discuter de la faisabilité de la conception, et ce dès les premiers stades de développement.

La réalisation de ce projet de recherche s'inscrit dans cet objectif global d'amélioration de produit. L'objectif principal de ce projet de maîtrise est la vérification des indicateurs de fissuration à chaud de pièces mises en forme par fonderie en moule de sable. La sévérité et la localisation de ces défauts de fonderie ont été étudiées grâce aux logiciels MagmaSoft et ProCast et ce, par des expériences réalisées à partir de deux géométries simples. Les expériences ont été menées grâce à la participation de deux fonderies: Haley Industries et Mitchell Aerospace.

Afin de présenter le projet et les résultats en découlant, ce mémoire est subdivisé en quatre chapitres. Dans un premier temps une revue bibliographique fait le point sur l'état des connaissances relatives aux alliages de magnésium, à la mise en forme par fonderie, aux défauts de fonderie (dont le phénomène de fissuration à chaud) et aux outils de simulation. Ce chapitre est suivi de la présentation des méthodes expérimentales. Les résultats sont ensuite présentés et discutés. Finalement, un dernier chapitre regroupe des réflexions découlant des travaux de recherche.

CHAPITRE 1

Étude bibliographique

Cette section de la revue bibliographique présente, dans un premier temps, les notions de base concernant les alliages de magnésium. La composition de l'alliage ZE41A sera ensuite détaillée. Cette analyse sera suivie de la description de la microstructure.

1.1 Introduction aux alliages de magnésium

Environ la moitié de la production de magnésium est utilisée sous la forme d'éléments d'alliage pour l'aluminium. Selon la famille d'alliages d'aluminium, le magnésium permet de les durcir par solution solide ou par durcissement structural. On utilise également le magnésium pour effectuer la nodulisation et la désulfuration des fontes. Dans le domaine de la métallurgie extractive, le magnésium sert d'agent réducteur pour la production de titane, de zirconium, d'uranium et de béryllium.

Cependant, une proportion non négligeable de magnésium est utilisée pour des applications de moulage. La majorité des pièces ainsi mise en forme sont produites pour le secteur des transports, dont l'industrie automobile et aéronautique [GAL94]. Il est possible de fabriquer des boîtiers de transmission, des jantes, des carburateurs, des réservoirs de gaz et d'huile. On retrouve également des articles en magnésium dans l'industrie des loisirs pour fabriquer des raquettes de tennis, des arcs à flèches et des fixations de ski alpin [BUS87]. Cependant, les matériaux composites, de plus en plus présents dans la fabrication des articles de sport, occupent maintenant une grande part du marché.

Bien que ce travail de recherche vise à optimiser les paramètres d'un procédé de mise en forme, il demeure pertinent de survoler la métallurgie extractive du magnésium. Deux

procédés d'élaboration sont utilisés. Environ 70% du magnésium est produit par procédés électrolytiques. La matière première pour ce procédé métallurgique est sous la forme de chlorures. Le reste de la production se fait à partir de procédés métallothermiques qui impliquent la réduction de l'oxyde de magnésium par le silicium ou l'aluminium [GAL94].

L'utilisation abondante des alliages de magnésium dans le secteur des transports est justifiée par la faible masse volumique du magnésium: environ les deux-tiers de celle de l'aluminium, soit 1740 kg/m^3 [BUS87]. En plus d'être léger, le magnésium présente de bonnes propriétés de résistance à la corrosion. Les alliages de magnésium ont également la faculté d'atténuer le son et les vibrations plus efficacement que les alliages d'aluminium. Ils se solidifient sous une structure cristalline hexagonale qui possède trois systèmes de glissement. Il est possible cependant d'améliorer la ductilité en diminuant la taille des grains. Les pièces de magnésium sont facilement usinables. Bien que ce matériau présente de nombreux avantages, son prix élevé limite son utilisation à des applications de pointe [KAI03].

Les principaux éléments d'alliage du magnésium sont l'aluminium, le zinc, le zirconium, le manganèse, l'argent et les terres rares dont le thorium. Selon les éléments d'alliage en présence, il est possible de classer les alliages de magnésium en deux familles: les alliages comportant de l'aluminium et ceux contenant du zirconium. Le zirconium est utilisé dans les alliages de magnésium en tant qu'inoculant. L'ajout d'aluminium à un alliage de la famille du zirconium annihile l'effet de l'affinage de la taille des grains. En effet, comme l'aluminium et le zirconium possèdent une forte affinité, ils se combinent pour former des composés intermétalliques, insolubles dans la gamme des températures atteintes lors des opérations de mise en forme [BUS87]. Les caractéristiques des alliages de magnésium varient en fonction des éléments d'alliage. Les champs d'applications sont donc fonction des familles d'alliages.

Le magnésium allié avec de l'aluminium est le plus ancien des alliages. Cette famille d'alliages, qui présente une excellente coulabilité, est encore aujourd'hui la plus utilisée dans l'industrie des transports [LAG00]. L'ajout d'aluminium vise principalement à augmenter la résistance à la rupture et la dureté. On note également que l'eutectique présente un bas point de fusion ($T_E=437^\circ\text{C}$). Cet alliage est cependant sensible à la microporosité, ce qui en limite l'utilisation dans certains secteurs [KAI03]. De plus, les pièces ainsi fabriquées ne sont pas adéquates pour des applications nécessitant l'exposition à des températures supérieures à 95°C . Pour ces raisons, une autre famille d'alliages est fréquemment utilisée: les alliages de magnésium avec du zirconium [PRO02].

Le système de classification ASTM des alliages de magnésium se base sur les deux éléments d'alliage présents en plus grande proportion. Le Tableau 1 présente les abréviations utilisées pour représenter les principaux éléments d'alliage. L'ordre d'apparition des éléments est dicté par l'importance relative de ceux-ci dans l'alliage. Les chiffres suivant ces lettres indiquent la composition arrondie en pourcentage massique. L'ordre d'apparition des éléments est le même que celui de la composition. Finalement la lettre qui suit le groupe nominal indique la version de l'alliage certifiée par l'ASTM [PRO02].

Tableau 1.1 Classification ASTM des principaux éléments d'alliages du magnésium pour les applications de fonderie [KAI03].

Abréviation	Élément
A	Aluminium
E	Terres rares
H	Thorium
K	Zirconium
M	Manganèse
Q	Argent
S	Silicium
T	Étain
Z	Zinc

Par exemple, l'alliage AZ91A est la première version reconnue par l'ASTM d'un alliage de magnésium ayant comme principal élément d'alliage l'aluminium et comme second le zinc. Le chiffre 9 nous indique qu'il y a entre 8.6 et 9.4% d'aluminium et le 1 indique qu'il y a entre 0.6 et 1.4% de zinc. Une certaine imprécision demeure. Le lecteur n'est pas en mesure de connaître la composition de l'alliage de façon précise. Cette information se complète par la lettre « A ». Par cette information il est possible de se référer à un aide-mémoire de l'ASTM dans lequel tous les détails de la composition de l'alliage sont mentionnés [PRO02].

1.2 Microstructure du ZE41A et rôle des différents éléments d'alliage

L'alliage ZE41A, aussi désigné commercialement RZ5 ou G-Z4 TR Zr selon la norme ACNOR, est constitué principalement de magnésium allié avec du zinc, des terres rares et du zirconium. Cet alliage de fonderie a été largement utilisé pour la fabrication de boîtier de transmission d'hélicoptères [WAN02]. Le Tableau 2 présente la composition de l'alliage selon la norme ASM 4439F [LAG00].

Tableau 1.2 Composition massique (%) de l'alliage de magnésium ZE41A.

Zinc	Terres rares	Zirconium	Manganèse	Cuivre	Silice	Fer	Nickel
3.5-5.0	0.75-1.75	0.4-1.0	≤ 0.15	0.03 max.	0.01 max.	0.01 max.	0.005 max.

L'ajout d'éléments d'alliage a une influence sur la densité de l'alliage. Selon l'ASM, le ZE41A a une densité environ 80 kg/m^3 plus élevée que le magnésium pur, soit 1820 kg/m^3 .

Les terres rares et le zirconium contenus dans le magnésium sont très réactifs dans le magnésium en fusion, ce qui implique que les films d'oxyde, qui se forment à la surface du métal en fusion, contiennent une importante proportion de ces éléments [FAR00].

À la température ambiante, la solubilité maximale du zirconium dans l'alliage est inférieure à 1% [ARR05]. De par sa qualité d'inoculation, il influence considérablement la microstructure du ZE41A en permettant la germination hétérogène au sein de la pièce. Ainsi, le profil de concentration en zirconium décroît d'une façon importante du germe vers la périphérie du grain.

Le zinc a tendance à faciliter la mise en forme par moulage car il améliore la coulabilité de l'alliage [KAI03]. Cependant, la quantité de zinc dans le ZE41A est insuffisante

pour obtenir une bonne coulabilité. Les terres rares sont nécessaires pour éviter la création de défauts étroitement liés avec une mauvaise coulabilité [BUS87]. Le zinc améliore également la limite d'élasticité et la résistance à la rupture à la température ambiante [LAG00]. Il diminue cependant l'allongement à la rupture. Des germes riches en zinc se forment aux joints de grains, initiant la formation d'un constituant formé de magnésium et de zinc. Le zinc a également comme effet de contrer l'effet corrosif des impuretés de fer et de nickel [WAN02].

L'ajout de terres rares diminue l'homogénéité de la solution solide. Il existe deux sous-groupes de terres rares qui présentent des comportements différents avec le magnésium. On différencie ces sous-groupes par leur valence. Il y a les terres rares du sous-groupe II qui comprend, sur le tableau périodique, les éléments allant du Lanthane à l'Europium et ceux du sous-groupe III qui comprend les éléments de l'Yttrium et Gadolinium au Lutécium [VON03].

Les terres rares présentes dans l'alliage de magnésium ZE41A sont le Cérium (52.9%), le Lanthane (26.6%), le Néodyme (15.3%) et le Praséodyme (5.1%). La solubilité de ces éléments du groupe II de terres rares est inférieure à la solubilité des éléments du groupe de l'Yttrium. Il se forme des zones GP très rapidement qui évoluent en précipités semi-cohérents ou incohérents. Les terres rares du groupe du Cérium provoquent le durcissement par solution solide [VON03]. La microstructure de l'alliage quaternaire, composé de Mg-Zn-RE-Zr est, selon E.F. Emley, similaire à la microstructure de l'alliage ternaire Mg-RE-Zr. En effet, le zinc ne présente pas la même tendance que le zirconium pour la microségrégation [EML66]. La phase présente aux joints de grains est de composition eutectique [KAI03]. La Figure 1.1 montre une métallographie de l'alliage ZE41A à un grossissement de 100X. L'attaque chimique utilisée est une solution d'eau et d'acide nitrique (10%).

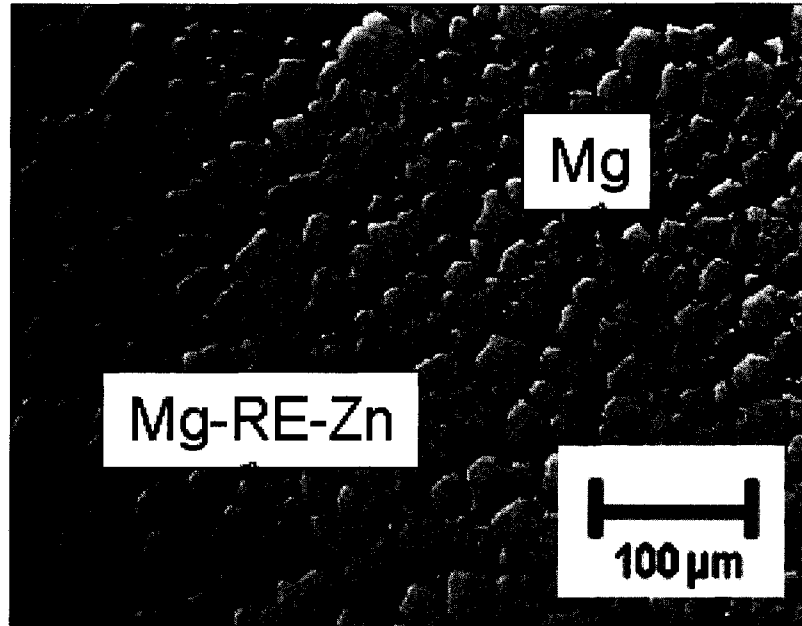


Figure 1.1 Microstructure de l'alliage ZE41A, 100X.

Tel qu'observé par E.F. Emley, les terres rares forment un système eutectique avec le magnésium. Le composé formé est eutectique globulaire. Dans les systèmes composés de magnésium-zinc-zirconium, les terres rares diminuent les caractéristiques mécaniques de traction [LAG00]. On les utilise pour leurs propriétés de fonderie et de soudabilité. Dans les alliages pour lesquels la concentration en terres rares est environ égale à la concentration en zinc, on observe un accroissement de la résistance au fluage. Les terres rares ont une influence considérable sur le domaine d'utilisation en température du matériau. Lorsque la concentration en terres rares est moindre, on observe l'augmentation de la résistance mécanique pour des températures d'environ 25°C.

Bien que l'alliage ZE41A ne présente pas de bonnes caractéristiques de mise en forme par moulage, il n'en demeure pas moins que cet alliage est adéquat pour la fonderie. Il peut être utilisé pour des applications nécessitant une étanchéité à la pression et une

bonne résistance mécanique, et ce, même à des températures élevées. Le magnésium se contracte d'environ 4% lors de la solidification. Cette caractéristique rend les alliages de magnésium sensibles à la formation de microporosités et leur confère une faible ténacité [KAI03].

Plusieurs traitements thermiques peuvent conduire à la précipitation recherchée pour les alliages de Mg-Zn-Zr. Le Tableau 1.3 présente les trois combinaisons Temps-Température possibles pour effectuer ce traitement thermique.

Tableau 1.3 Paramètres de traitements thermiques T5 adéquats pour le magnésium allié de zinc, terres rares et zirconium.

Temps (heures)	Température (°C)
2	330
10-16	170 -180
24	250

Pour le traitement thermique durant 2 heures à 330°C, en plus d'observer l'amélioration des propriétés mécaniques, on observe également un recuit de détente. Ce traitement thermique est désigné par la mention T5. Il est cependant important de ne pas confondre le traitement thermique T5 appliqué aux alliages de magnésium avec le traitement T5 adéquat pour les alliages de fonderie d'aluminium de la série 300 correspondant à une trempe après mise en forme à chaud suivie d'un vieillissement accéléré à une température supérieure à la température ambiante.

Les propriétés atteintes à l'état T5 varient légèrement selon les sources et les auteurs. Le Tableau 1.4 présente ces propriétés mécaniques à la température ambiante de l'alliage ZE41A après avoir subi un traitement thermique T5.

Tableau 1.4 Propriétés mécaniques à la température ambiante de l'alliage de magnésium ZE41A après traitement thermique T5 [AGH03], [EML66].

Source	[EML66]	[AGH03]	[EML66]
État	<i>Recuit</i>	<i>T5</i>	
Résistance à la traction	177 MPa	205 – 220 MPa	131 MPa
Limite d'élasticité	92.6 MPa	140 MPa	216 MPa
Allongement à la rupture	5%	3.5%	4%
Résistance au cisaillement	Non disponible	160 MPa	Non disponible
Dureté	Non disponible	62 HRB	Non disponible

1.3 Propriétés thermophysiques et mécaniques de l'alliage ZE41A

Les propriétés thermophysiques et mécaniques de l'alliage sont présentées dans cette troisième section de la revue de littérature pour la gamme de températures couvertes par la coulée en moule de sable, c'est-à-dire de 780°C à la température ambiante.

Les valeurs des propriétés thermophysiques ainsi que la viscosité ont été colligées pour l'intervalle de températures auquel est soumis l'alliage lors de la coulée de magnésium en moule de sable. L'évolution des propriétés mécaniques en fonction de la température a également été étudiée afin d'utiliser le module d'analyse de contraintes.

Cette section de la revue bibliographique est nécessaire afin de générer les bases de données à partir des résultats disponibles dans la littérature. Cette section fait la synthèse des données qui seront utilisées dans la simulation numérique.

1.3.1 Propriétés thermophysiques

En plus des températures de solidus et de liquidus, et de la chaleur latente, les propriétés requises pour faire une simulation thermique par éléments finis à l'aide de ProCast sont la conductivité thermique, la densité, la chaleur spécifique et la fraction solide en fonction de la température.

Le Tableau 1.5 présente les différentes valeurs de température de liquidus, solidus et de chaleur latente provenant de la littérature. Des écarts existent pour certains de ces paramètres selon la source dont ils proviennent.

Tableau 1.5 Valeurs des températures de liquidus et de solidus de l'alliage ZE41A selon différentes sources.

Solidus	549°C [MagmaSoft]	525°C [Matweb]
Liquidus	641°C [MagmaSoft]	645°C [Matweb]
Chaleur latente	353 kJ/kg [MagmaSoft]	370 kJ/kg [Matweb]

Les quatre figures suivantes présentent les propriétés thermophysiques de l'alliage ZE41A en fonction de la température. Les valeurs présentées dans ces figures proviennent de la base de données de MagmaSoft, un logiciel de volumes finis [MAG05].

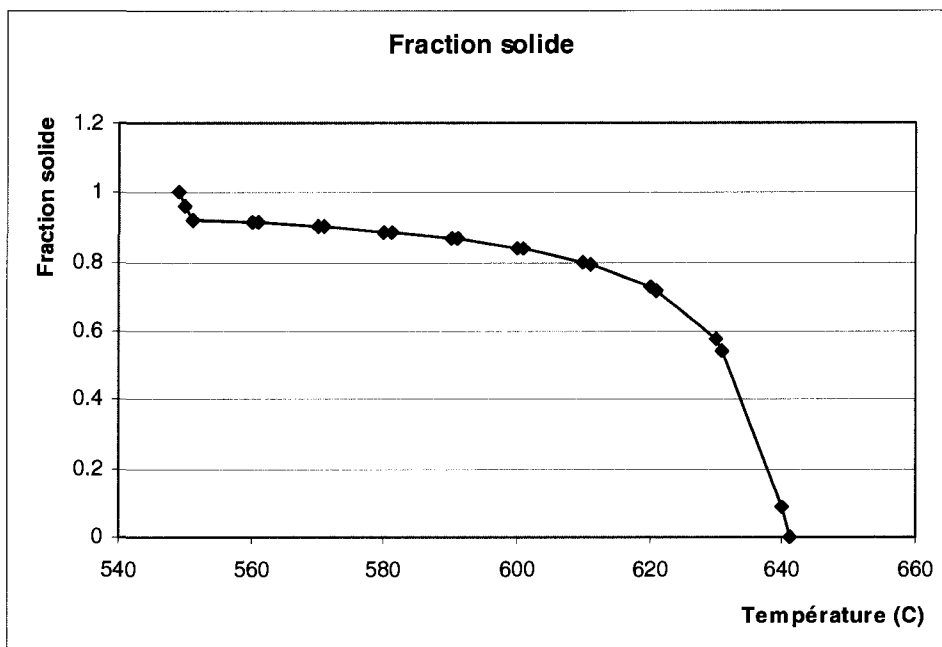


Figure 1.2 Fraction solide de l'alliage ZE41A en fonction de la température.

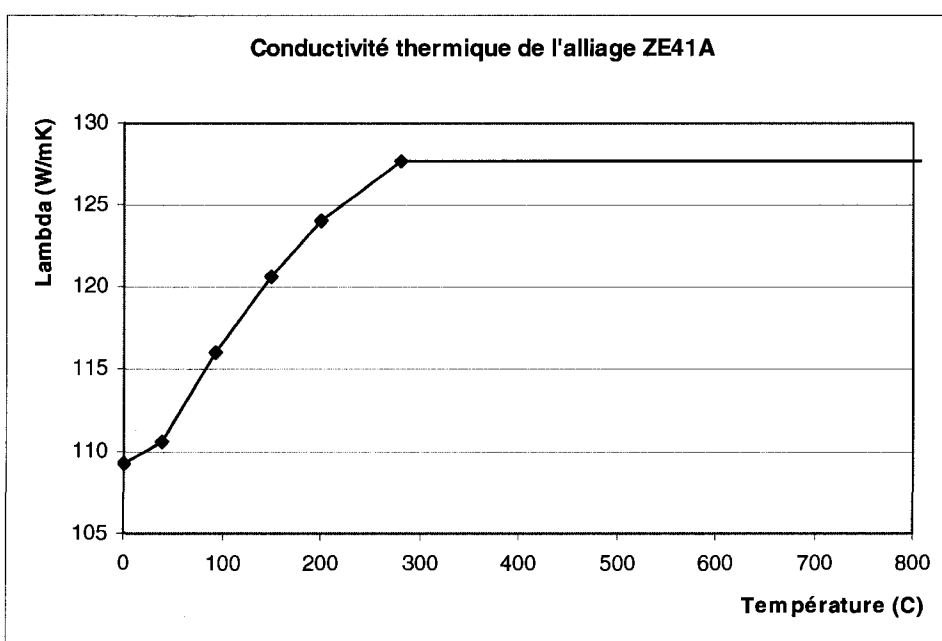


Figure 1.3 Conductivité thermique de l'alliage ZE41A en fonction de la température.

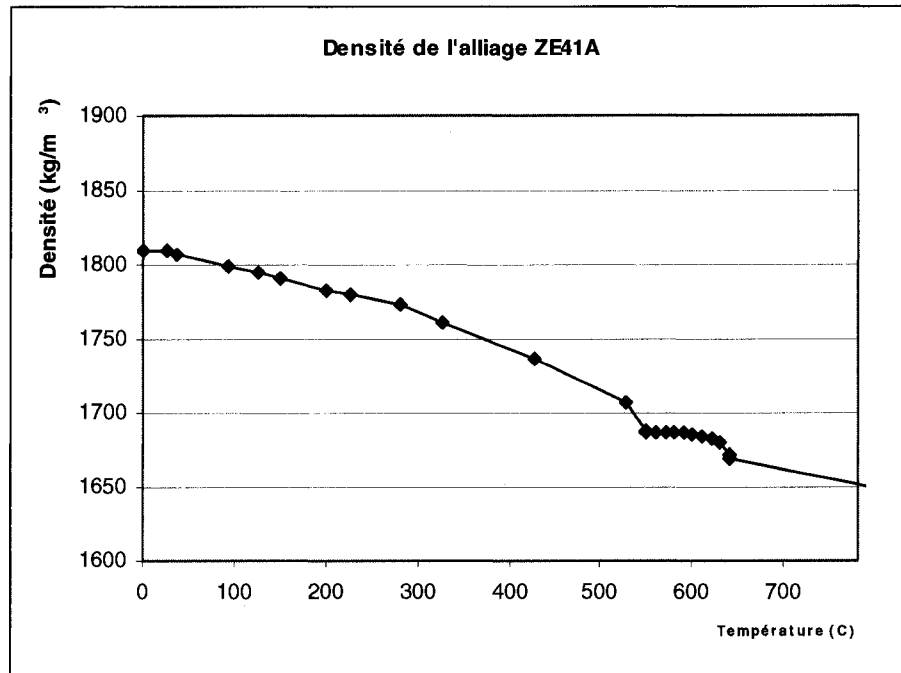


Figure 1.4 Densité de l'alliage ZE41A en fonction de la température.

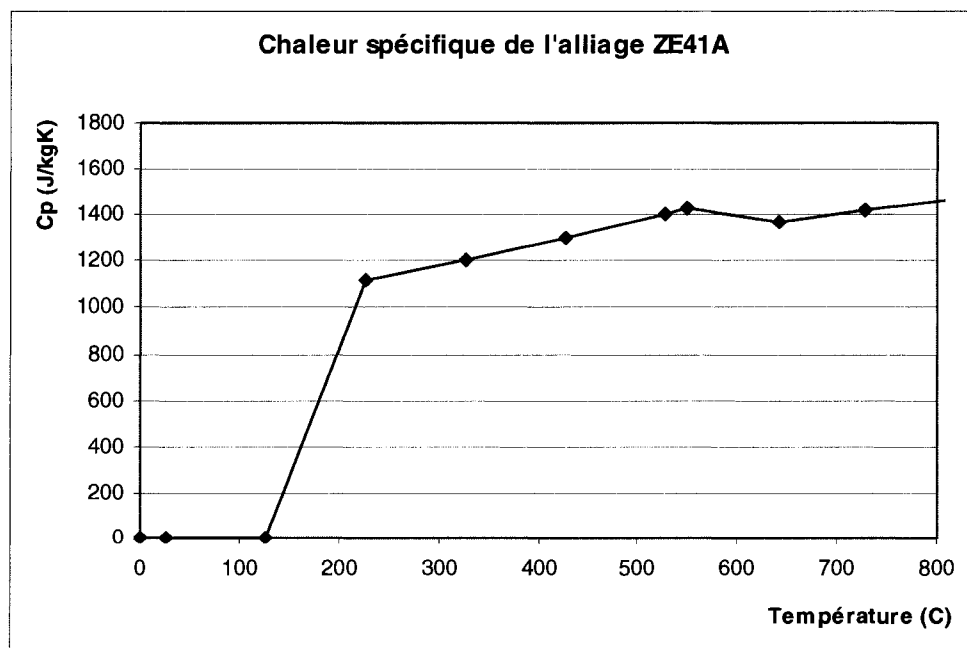


Figure 1.5 Chaleur spécifique de l'alliage ZE41A en fonction de la température.

1.3.2 Comportement visqueux

Au cours du refroidissement de l'alliage, le matériau répond aux sollicitations selon différents comportements en fonction de la fraction solide. Lorsque les dernières zones liquides dans le métal forment des volumes de liquide isolés, à la fin de la phase semi-solide, le matériau se comporte comme un solide viscoplastique homogène. Il peut, lorsqu'il se trouve sous cette forme, transmettre et supporter une contrainte de tension [RAP03].

La Figure 1.6 présente, sous forme de graphique, la viscosité en fonction de la température. On fait l'hypothèse que la viscosité est constante à l'état liquide ; sa valeur est de $4.12 \times 10^{-7} \text{ N}\cdot\text{s}/\text{m}^2$. Elle augmente dans la zone semi-solide pour se stabiliser à l'état solide à $1000 \text{ N}\cdot\text{s}/\text{m}^2$. Cette valeur de viscosité à l'état solide n'est pas utilisée en pratique dans les calculs d'écoulement.

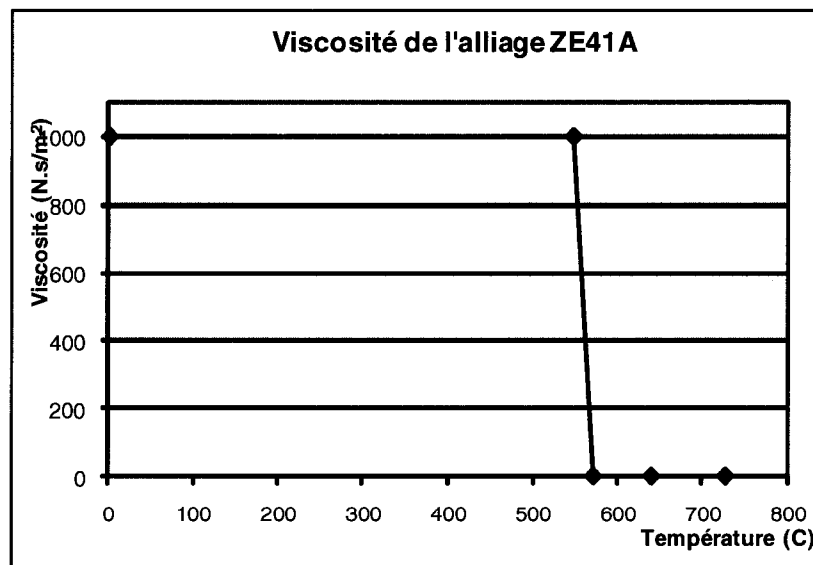


Figure 1.6 Viscosité de l'alliage ZE41A en fonction de la température [MagmaSoft].

1.3.3 Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques sont disponibles dans les aide-mémoires pour la gamme de températures normales d'utilisation. Les données disponibles sont généralement produites sur un alliage ayant préalablement subi un traitement thermique T5. Il devient plus difficile de générer les propriétés mécaniques pour les températures supérieures à 40% de la température de fusion. En effet, les propriétés sont moins facilement mesurables pour la gamme de températures où l'alliage se trouve dans la phase semi-solide. À environ 50% de la température de fusion, domaine de température de corroyage, il n'y a plus de consolidation du matériau. La littérature confirme que la température de recuit de détente se situe aux alentours de 345°C [PRO02]. Il est toutefois important, dans le cadre de ce travail de recherche, d'obtenir les ordres de grandeur réalistes pour ces propriétés mécaniques. Le Tableau 1.6 présente la provenance des données recueillies dans la littérature pour les propriétés mécaniques prises en compte lors de la simulation numérique.

La valeur du module d'Young ainsi que son évolution en fonction de la température sont nécessaires pour simuler numériquement la création des contraintes induites thermiquement lors de la solidification. Le module d'Young représente la constante de proportionnalité de la loi de Hooke. La valeur du module est une mesure de la rigidité du matériau, c'est-à-dire de sa difficulté à se déformer de façon élastique réversible sous une contrainte. L'évolution de cette propriété en fonction de la température est illustrée à la Figure 1.7. On constate que le matériau devient moins rigide avec une augmentation de la température. Trois sources ont été utilisées pour connaître l'évolution du module d'Young. Ces différentes sources indiquent un ordre de grandeur et une tendance semblable mais des valeurs de modules d'Young différentes.

Tableau 1.6 Origine des données pour les propriétés mécaniques

Propriété mécanique	Températures	Valeur	Sources
<i>Module d'élasticité</i>	20-325 °C	cf. Figure 1.7	Military handbook Techniques de l'ingénieur ASM handbook
<i>Coefficient de Poisson</i>	N/A	0.35	ASM et Magnesium Elektron
<i>Expansion thermique</i>	N/A	15.1 µin/in °F	Magnesium Elektron
<i>Limite d'élasticité</i>	20-340 °C	cf. Figure 1.8	Military handb. et Magnesium Elektron Magnesium Elektron Military handbook et Smithells metal
<i>Durcissement</i>	Voir le paragraphe explicatif		ProCast

Bien que les trois courbes de la Figure 1.7 illustrent une tendance similaire avec un même ordre de grandeur, la dispersion devient plus importante pour les températures supérieures à 150°C. Les valeurs provenant des *Techniques de l'Ingénieur* seront utilisées pour générer la base de données de ProCast.

Le même processus est repris pour déterminer l'évolution de la limite d'élasticité en fonction de la température présentée à la Figure 1.8. Le choix des valeurs utilisées dans la simulation se fait à partir de la courbe intermédiaire obtenue.

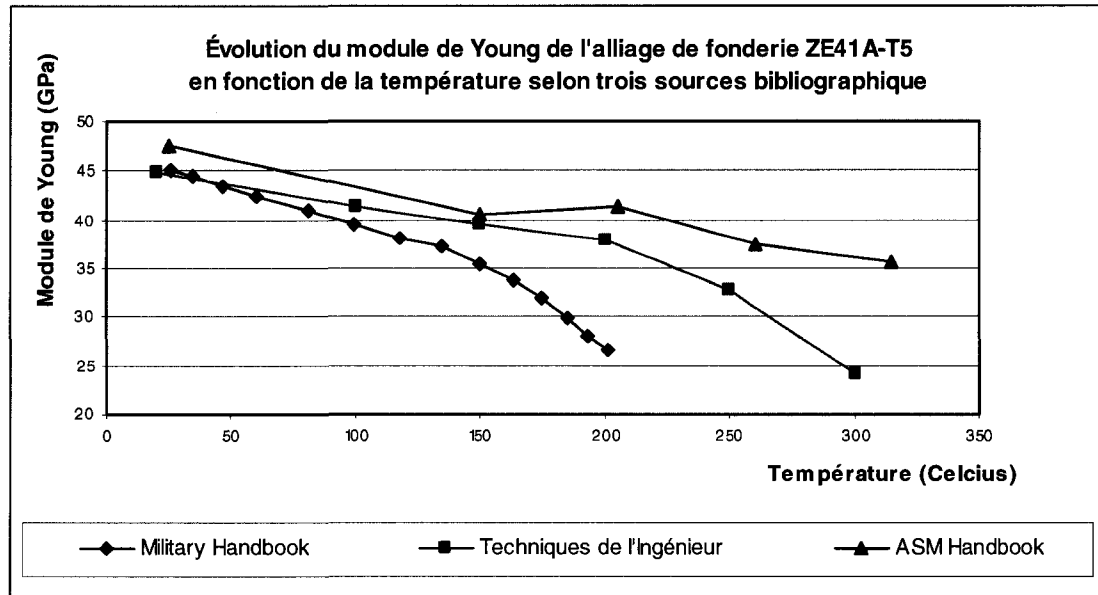


Figure 1.7 Module d'élasticité de l'alliage ZE41A-T5 en fonction de la température.

Le phénomène de consolidation consiste en l'augmentation de la cission appliquée pour poursuivre la déformation plastique [BAI00]. L'apparition de ce phénomène est due à la mise en mouvement des dislocations qui se multiplient et s'entrecroisent. La relation empirique de Ludwig permet d'exprimer le phénomène de consolidation.

$$\sigma = m\epsilon^n \quad (1)$$

Dans l'expression de Ludwig, m est une constante du matériau et n est le coefficient de consolidation. La valeur de n se situe entre 0.4 et 0.1 et peut atteindre 0 si le matériau est parfaitement plastique. Le paramètre de consolidation exprime la valeur de la pente de la courbe contrainte-déformation en fonction de la température lorsque l'alliage se trouve dans le domaine plastique homogène de la courbe de traction, avant que la striction n'apparaisse.

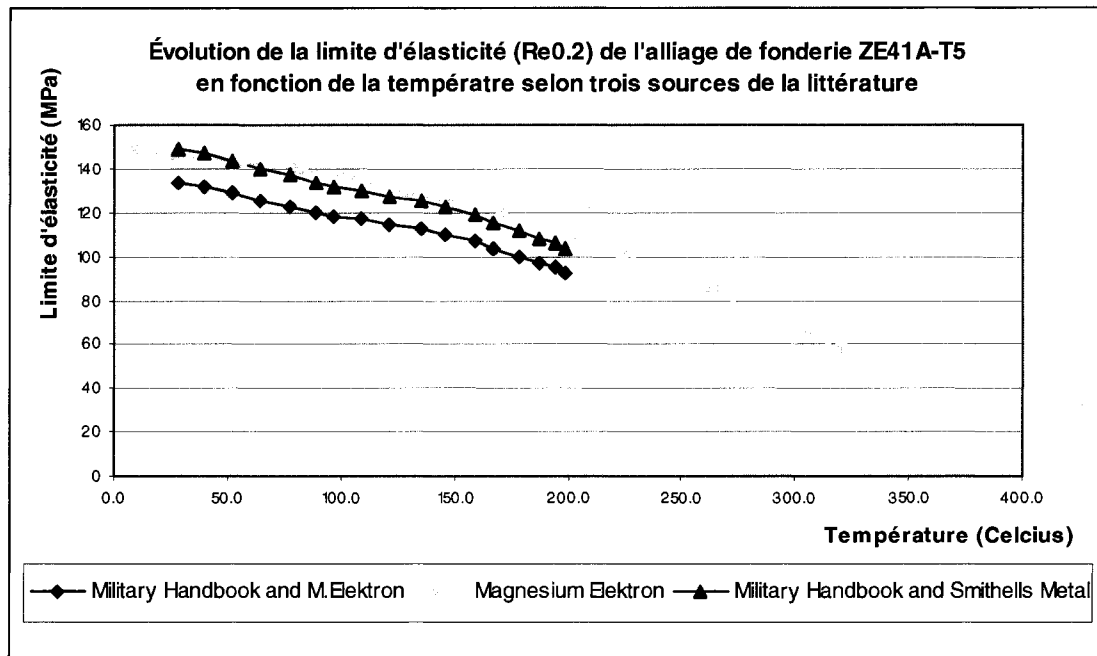


Figure 1.8 Limite d'élasticité de l'alliage ZE41A-T5 en fonction de la température.

L'information pour l'alliage de magnésium ZE41A disponible dans la littérature prend en compte l'altération des propriétés mécaniques par le traitement thermique T5. Pour contourner cette difficulté, il est précisé dans le guide d'utilisation ProCast qu'il est possible d'approximer les valeurs de la limite d'élasticité en utilisant environ 1/20 de la valeur du module d'Young. Les données disponibles du module d'Young sont toutefois également modifiées par le traitement thermique T5.

Cette hypothèse peut être faite si la consolidation se fait selon une relation linéaire. De plus, en utilisant ces valeurs, la consolidation doit être nulle pour une fraction solide inférieure à 50%. La consolidation est donc nulle pour le domaine de températures légèrement inférieur à 630°C. De plus, dans le logiciel ProCast, tout comme pour l'alliage AZ91, on fait l'hypothèse que la consolidation est isotrope. Il est donc possible

de tracer la courbe de la consolidation en fonction de la température. Cette relation est présentée à la Figure 1.9.

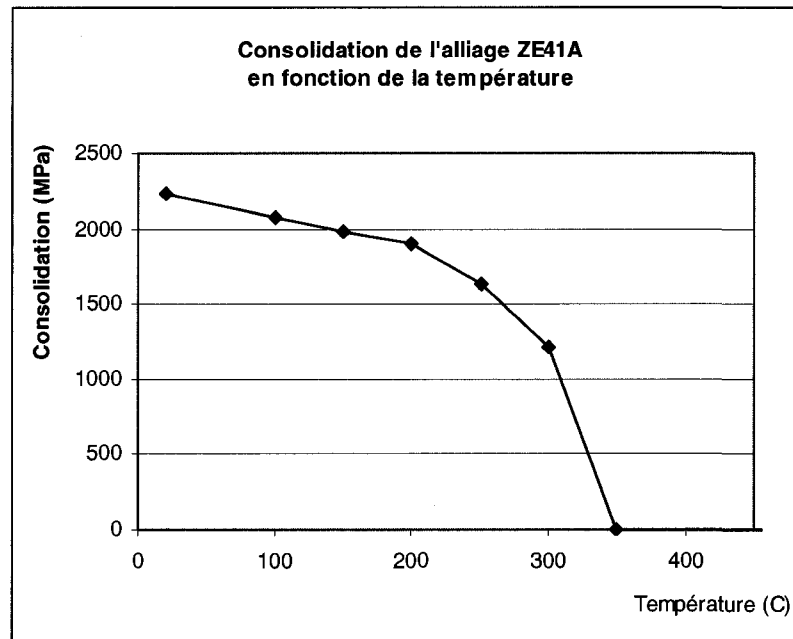


Figure 1.9 Limite d'élasticité de l'alliage ZE41A-T5 en fonction de la température.

1.4 Caractérisation du sable, du filtre et du manchon isolant

En moulage de sable, les moules et les noyaux, constitués principalement de sable, sont renforcés par des liants. La gamme de sables et de liants utilisés en industrie est large, et les combinaisons possibles sont nombreuses. Différents essais existent afin de s'assurer que la qualité du composite ainsi créé réponde adéquatement aux spécifications. Cette section permet au lecteur de faire un survol des principaux produits utilisés par l'industrie de fonderie de magnésium.

1.4.1 Présentation des sables et des liants utilisés en fonderie

Les résines peuvent être classifiées en trois catégories présentant deux mécanismes de durcissement. Les systèmes de résines sans cuisson et les systèmes de résines à boîtes froides durcissent à température ambiante. D'autres systèmes de résines durcissent en étant séchés grâce à un apport en chaleur.

La distinction entre le sable sec et le sable vert réside dans leur taux respectif d'humidité. Le sable sec, séché au préalable, permet d'obtenir de meilleurs résultats dans les pièces plus volumineuses.

Il existe différents types de sable selon l'utilisation visée. Le plus commun est la silice, SiO_2 . Le sable de silice est souvent traité par lavage. Ce sable est lié avec de la bentonite [EML66]. La bentonite est une roche composée d'un minéral argileux. Ce minéral est formé par dévitrification d'un matériau igné, comme des cendres volcaniques [Matweb]. Le sable de silice est ensuite classé en fonction de sa granulométrie. Finalement les lots de sable sont séchés. Cette procédure de nettoyage permet d'atteindre une pureté d'environ 99.8% [JAN99]. Bien que ce soit le type de sable le plus utilisé, de par ses qualités dans le domaine de la fonderie et de la facilité avec laquelle on peut se le procurer, la silice présente un défaut majeur: elle réagit avec les oxydes de fer, le manganèse et le carbone des fontes et des aciers pour former de la fayalite [JAN99].

Des inhibiteurs sont utilisés pour éviter que le magnésium ne réagisse avec l'humidité présente dans le matériau du moule. Ces inhibiteurs peuvent être du soufre, de l'acide borique, du diéthylène glycol ou du borofluorure de potassium. Un manque d'inhibiteur peut se traduire par des marques blanchâtres à la surface de la pièce coulée

ou un appauvrissement local en zirconium, ce qui influence directement la taille des grains à cet endroit.

Les noyaux sont fabriqués à partir de sables et de liants qui peuvent être similaires au moule ou différents, selon les propriétés désirées. Il est donc possible d'utiliser de la zircone pour fabriquer les noyaux. Elle possède des caractéristiques spécifiques permettant de faire des noyaux allongés et minces. En effet ce sable permet un minimum de distorsion au sein du noyau, ce qui assure la conservation de la forme. De plus, ces noyaux sont faciles à détruire lors de l'étape de démoulage. Il est ainsi possible de nettoyer adéquatement les fines cavités de formes complexes.

1.4.2 Essais effectués sur le sable en fonderie

Plusieurs tests sont effectués chaque jour dans les fonderies afin de s'assurer de la qualité du sable. Parmi ces essais on retrouve le LOI, anagramme utilisé pour « Loss of Ignition ». On vérifie également le pH et la granulométrie. Finalement des pastilles de sable sont testées mécaniquement grâce à un appareil de flexion.

1.4.3 Détermination de la conductivité thermique du moule

Selon Rob Brooks du National Physical Laboratory, il n'existe pas de méthode acceptée universellement pour mesurer la conductivité thermique d'un moule de fonderie fait de sable. Il est cependant essentiel de connaître la conductivité thermique en fonction de la température pour le sable de silice utilisé dans la gamme de températures atteintes lors de la coulée du magnésium.

La loi de Fourier, permet de définir la conductivité thermique du sable aggloméré grâce à un agent liant. L'expression de cette loi pour un corps isotrope se simplifie selon l'équation (2). Cette équation peut être utilisée pour un champ de température stationnaire ou non [DEV84].

$$q(x) = -kA \frac{dT}{dx} \quad (2)$$

Dans cette expression q est le flux de chaleur [W/m^2], k est la conductivité thermique [$\text{W/m}\cdot\text{K}$], A la surface perpendiculaire au flux thermique [m^2] et dT/dx le gradient de température au point étudié [K/m].

Selon Vriendt, la conductivité thermique est fonction de la nature chimique du matériau, de la température, de la nature de la phase étudiée et finalement de l'orientation des cristaux et des fibres lorsque le matériau n'a pas une structure amorphe.

Lorsque le problème de conduction de chaleur est exprimé sous sa forme mathématique, il est possible d'exprimer les conditions frontières selon quatre types. La condition de type Dirichlet impose une distribution de valeur de température à la surface de la frontière. La condition de type Neumann impose une densité de flux à la surface. La condition de type Fourier impose un coefficient de convection pour l'échange entre la paroi et le fluide et une température constante du fluide à l'infini. Finalement la condition de contact parfait entre deux solides implique que les deux solides de nature différente partagent une frontière commune.

1.4.4 Filtre et élément isolant

Deux propriétés sont nécessaires pour caractériser un filtre : la fraction de porosité et la surface du filtre. De simples mesures sont suffisantes pour obtenir ces deux valeurs et calculer la perméabilité K , valeur caractéristique du filtre à inclure dans le modèle défini dans le logiciel ProCast.

1.5 Écoulement et solidification du métal en fusion

Ce travail de recherche vise principalement à comprendre et à simuler grâce au logiciel d'éléments finis ProCast la formation des criques à chaud. La formation et l'observation de ce type de défaut sont définies sommairement dans la section 1.7 couvrant la description des défauts de fonderie observés dans les pièces en alliage de magnésium mises en forme par fonderie en moule de sable. Ces aspects seront élaborés plus en détails dans la section 1.8 portant sur la formation des criques à chaud. Puisque ce défaut est directement lié à la solidification de l'alliage de magnésium, il est primordial de réaliser une analyse couplée du remplissage du moule et de la solidification de l'alliage. Les conditions initiales de température tiennent compte de plusieurs facteurs comme le volume de métal en fusion, la distance parcourue entre chaque nœud de la pièce et ceux de l'entonnoir, les échanges thermiques entre la pièce et son environnement, etc. La carte de températures ainsi obtenue représente plus adéquatement la situation réelle que l'application d'une condition initiale de température uniforme pour toute la pièce.

Cette section de la revue de la littérature fait la synthèse des connaissances par rapport à la façon dont un moule de sable se remplit lorsqu'un alliage de magnésium est coulé par gravité. Les hypothèses selon lesquelles l'écoulement est calculé dans la simulation sont exposées dans cette section. Il est aussi important de comprendre les principales

étapes de la solidification de l'alliage au sein de ce moule afin d'ajuster adéquatement les paramètres de solidification dans les bases de données du logiciel.

1.5.1 Écoulement de l'alliage de magnésium à l'état liquide

Dans le cadre de la simulation, nous ferons l'hypothèse que l'alliage de magnésium à l'état liquide est un fluide incompressible bien que sa densité change légèrement avec la température. Le métal en fusion répond à la définition d'un fluide newtonien [RAP98], c'est-à-dire qu'il y a une relation directement proportionnelle entre la contrainte de cisaillement et la vitesse de cisaillement [BIR02]. La Figure 1.10 illustre cette relation et compare ce comportement rhéologique à celui d'un fluide non newtonien.

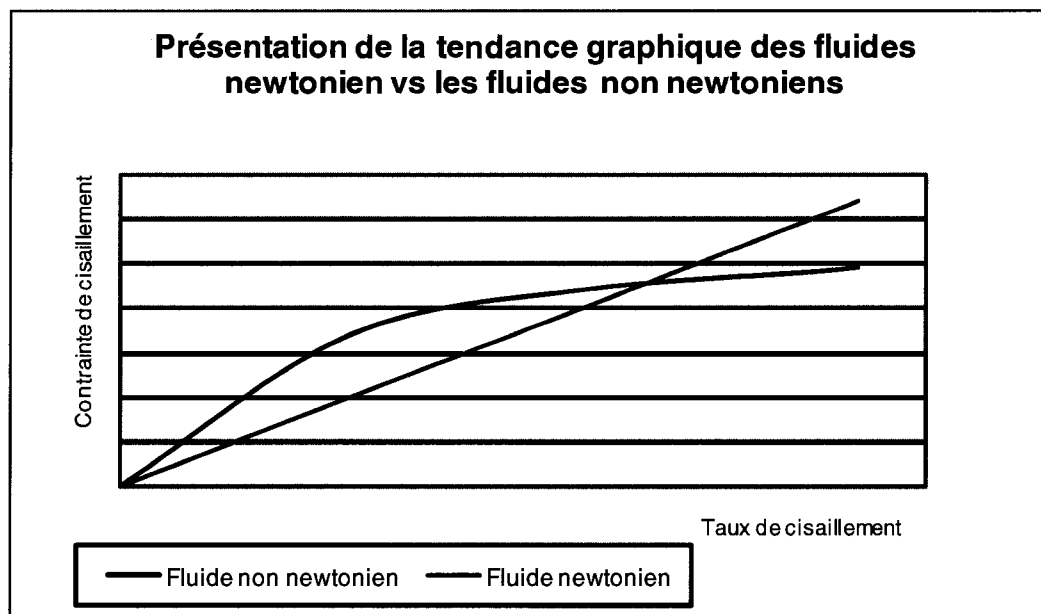


Figure 1.10 Relation entre la contrainte de cisaillement et vitesse de cisaillement pour un fluide newtonien et un fluide non-newtonien.

Aucun test supplémentaire ne confirmera l'hypothèse du fluide newtonien. L'hypothèse est basée sur les données disponibles dans le logiciel ProCast pour l'alliage AZ91D, dont la viscosité est semblable au ZE41A.

Cette section de la revue de la littérature présente les notions de base dans le domaine des écoulements de fluides incompressibles. Seuls les résultats qui constituent ici les hypothèses de base du modèle d'éléments finis développé dans ProCast seront présentés.

Trois principes sont à la base de l'écoulement des fluides. La compréhension et la mise en application de ceux-ci permettent l'optimisation du système de coulée. Il est ainsi possible d'obtenir rapidement un régime permanent et des résultats constants entre les différentes pièces coulées.

Théorème de Bernoulli

Ce théorème stipule que la somme des contributions d'énergie reliées à l'énergie potentielle, la pression, l'énergie cinétique et la friction est égale à une constante. Il est difficilement applicable pour le moulage en sable car la perméabilité du moule n'est pas tenue en compte dans cette relation. De plus, lors de la coulée en moule de sable, le système se trouve principalement en régime transitoire. Le théorème de Bernoulli s'applique à des écoulements pour les systèmes en régime permanent.

Loi de continuité

Cette loi stipule que le flux de liquide est le même en chaque point du système. Cette loi s'applique également aux systèmes constitués de parois imperméables. Une conséquence de cette loi est la création d'un flux de liquide de forme effilée dans la descente de coulée. Il est possible de réduire les effets néfastes de ce phénomène par l'adaptation de la forme de la descente de coulée à la forme naturelle du flux. Un léger angle de dépouille dans l'entonnoir de coulée permet d'obtenir cette forme. La turbulence est ainsi réduite.

Conservation de la quantité de mouvement

Le nombre de Reynolds permet de comparer l'importance de l'inertie par rapport aux effets de la viscosité. Ce nombre s'obtient en exprimant l'équation de Navier Stokes sous la forme adimensionnelle. Cette équation se développe par la substitution de l'équation constitutive du fluide dans l'équation de quantité de mouvement [BIR02].

Équation du comportement du fluide visqueux incompressible :

$$\sigma = -pI + 2\mu d \quad (3)$$

I : Tenseur identité

$$d = \frac{1}{2} [Grad v + (Grad v)^T] \quad (4)$$

En insérant l'équation du comportement du fluide (3) dans l'équation de la quantité de mouvement et en faisant l'hypothèse d'une viscosité uniforme, on obtient l'équation de Navier-Stokes.

$$\rho \frac{dv}{dt} = -grad(p) + \mu \Delta v + F_v \quad (5)$$

L'équation de Navier-Stokes, mettant en relation la quantité de mouvement et les changements induits par les termes de friction et de modification de pression, permet, sous sa forme adimensionnelle, de déterminer le nombre de Reynolds. Ce dernier constitue un indice de la turbulence du fluide. On peut associer le régime d'écoulement du fluide en fonction du nombre qui est extrait de l'équation de Navier Stokes. L'expression du nombre de Reynolds est présentée à l'équation (6).

$$Re = \frac{\rho UL}{\mu} = \frac{UL}{\nu} \quad (6)$$

Dans l'expression (6), ρ est la densité, U est une vitesse caractéristique de l'écoulement, L est une longueur caractéristique de l'écoulement, μ est la viscosité et ν est la viscosité cinématique.

Si le nombre de Reynolds est inférieur à 2000, le flux est dit laminaire. On considère alors que la turbulence est négligeable. Un nombre de Reynolds compris entre 2000 et 20000 correspond à un système dans lequel il y a de la turbulence. On considère cependant qu'un film laminaire se formera à la frontière. Au-delà de 20000, le régime est turbulent. Ce régime préconise la formation de défaut lié à la turbulence tel que présenté à la section 1.7.

1.5.2 Solidification de l'alliage de magnésium ZE41A

Lorsque le métal en fusion entre en contact avec le moule, un flux de chaleur se développe. En moulage en sable, le transfert de chaleur se produit par conduction et par convection. Le rayonnement est négligeable pour les alliages qui, comme le magnésium, présentent un bas point de fusion [LAM02]. L'échange thermique du métal vers le moule se produit dès les premiers instants suivant la coulée lorsque le métal liquide est mis en contact avec la surface interne du moule. De plus, la chaleur est évacuée du moule vers le milieu ambiant par convection naturelle.

Le phénomène de solidification d'un point de vue thermique peut être décrit par trois termes importants : la puissance dissipée, l'enthalpie volumique H et le terme de chaleur spécifique qui conditionne la variation de température en un point dans le temps. Ceci se traduit par l'équation suivante :

$$k \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} - H \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (7)$$

Dans cette relation, le terme k est la conductivité thermique de l'alliage, ρ la densité, c_p la chaleur spécifique, H l'enthalpie de solidification par unité de volume et f_s la fraction de solide dans la gamme de température entre le liquidus et le solidus.

La vitesse de solidification est altérée par plusieurs facteurs dont le coefficient de transfert thermique caractérisant l'interface entre la pièce et le moule. Le coefficient de transfert thermique varie en fonction du temps et selon la géométrie de la pièce. Il est cependant possible d'approximer ce paramètre par une valeur moyenne. Ce coefficient est également fonction de la fine lame de gaz qui se forme à l'interface de la pièce et du moule. Ce phénomène est dû à la contraction du métal. Le nombre de Nusselt est un nombre adimensionnel permettant de déterminer si la situation se rapproche d'un cas pour lequel la résistance thermique principale provient du moule ou de la couche de gaz séparant la pièce et le moule [LAM02].

Voici l'expression du nombre de Nusselt :

$$Nu = \frac{h \cdot L}{k} \quad (8)$$

Dans l'expression (6) L est l'épaisseur de la pièce coulée exprimée en [m], h le coefficient de transfert thermique [$\text{W}/\text{m}^2/\text{K}$] et k la conductivité thermique de l'alliage [$\text{W}/\text{m}/\text{K}$]. Une faible valeur du nombre de Nusselt indique que la résistance thermique à l'interface est conditionnée principalement par l'effet isolant de la couche de gaz par rapport à la conductivité thermique du moule [LAM02].

On peut faire l'hypothèse que seuls les échanges thermiques s'effectuant par conduction ont lieu au sein de cette lame de gaz. Selon une étude menée par V. Lambert, les

valeurs de coefficients de transfert thermique varient en fonction de la géométrie entre 200 et 400 W/m²/K [LAM02].

En général, deux types de solidification peuvent se produire : la solidification homogène et la solidification hétérogène. Cependant, en pratique il est rare d'observer la solidification homogène [POR81]. Pour la coulée en moule de sable, le moule refroidit rapidement le métal en fusion sous la température du liquidus. Il se forme alors plusieurs germes à la surface du moule à partir desquels les grains peuvent croître facilement. L'énergie d'activation pour la germination hétérogène est plus faible que pour la germination homogène.

Au cours de la solidification, trois formes de contraction se produisent. Une première contraction se produit par le refroidissement du liquide. Il se produit ensuite une contraction importante lorsque le métal passe de la phase liquide à la phase solide. Cette contraction de solidification est d'environ 4% pour les alliages de magnésium. Finalement, lorsque la pièce est solidifiée et refroidie jusqu'à la température ambiante, une troisième contraction se produit. Cette dernière contraction est fréquemment la cause de fissuration ou de distorsion de la pièce [PRO02].

Le rapport « volume / surface » doit être le plus constant possible au travers de la pièce afin d'assurer une solidification uniforme dans la pièce. La solidification tardive de sections épaisses entraîne des contraintes internes qui risquent d'être à l'origine de défauts comme les criques à chaud (cf. section 1.7). À partir de ces notions théoriques, des abaques de référence ont été générés pour les géométries fréquemment rencontrées dans l'industrie.

Le zirconium est à l'origine de l'affinage des grains dans les alliages de magnésium ne contenant pas d'aluminium. L'alliage de magnésium doit être sursaturé en zirconium pour obtenir l'effet d'inoculation. Le zirconium forme des composés avec certains

éléments comme le silicium, le fer et le cuivre. Ces composés insolubles sont stables aux températures de coulée de l'alliage. Il est donc important d'ajouter un excès de zirconium afin de pouvoir précipiter et décanter les composés insolubles tout en conservant le niveau visé de zirconium en solution. Cet affinage se produit grâce à un mécanisme péritectique [ARR05] dans lequel la phase liquide réagit avec le zirconium allié pour donner une solution solide et les composés insolubles [BAI00]. Cette réaction se produit au tout début de la solidification. L'utilisation du zirconium permet de réduire la taille des grains jusqu'à 80% pour des vitesses de refroidissement standards [STJ03].

La concentration de l'élément inoculant est supérieure à l'intérieur du grain et diminue en périphérie de celui-ci. Cette diminution de concentration est inverse à celle des autres éléments d'alliage dans les grains. Il arrive fréquemment d'observer plusieurs noyaux riches en zirconium à l'intérieur d'un seul grain [STJ03]. Une séparation des particules de zirconium en sursaturation se produit à la température légèrement supérieure à la réaction péritectique, environ 654°C [ARR05]. Le zirconium possède une structure, tout comme le magnésium, hexagonale compacte. Leurs paramètres cristallographiques sont similaires : $a_{Mg}=3.21$, $c_{Mg}=5.21$, $a_{Zr}=3.23$, $c_{Zr}=5.15$ Å.

L'affineur de grains développe une microstructure dendritique équiaxe. La microstructure, sans l'utilisation du zirconium, est une microstructure typique de fonderie : les grains ont la forme de dendrites colonnaires. L'affinage des grains est observable avec aussi peu que 0.04% de zirconium en solution. La solubilité maximale du zirconium dans le magnésium est d'environ 0.6% [STJ03]. Il faut cependant prévoir un excès de zirconium qui précipitera au fond du creuset pour compenser la perte continue due à la diffusion d'hydrogène qui tend à former le composé ZrH_2 . Il a été démontré que le zirconium soluble et le zirconium insoluble jouent un rôle dans l'affinage de la taille des grains [QIA02]. De plus, la concentration en zinc dans l'alliage influence la solubilité du zirconium [HIL04].

Loughnane a réalisé des travaux portant sur l'impact de l'affinage de la taille des grains pour des alliages de magnésium [LOU05]. Il a cherché à vérifier si la présence de retassures ou de porosités était liée avec l'augmentation de la concentration de l'élément affineur de la taille des grains. Loughnane a réalisé ses travaux avec le strontium et le carbone, deux affineurs de grains qui, contrairement au zirconium, peuvent être utilisés pour des alliages contenant de l'aluminium. Les résultats sont différents selon l'alliage de base utilisé par Loughnane. En effet l'auteur a utilisé les alliages AM60B et AZ91E. Il dénote toutefois une même tendance: l'affinage de la taille des grains a pour effet d'augmenter le niveau de porosités. Cette tendance est plus importante dans les sections minces. Aucun résultat par rapport à la sévérité des fissures à chaud n'est cependant donné [LOU05].

Easton, pour sa part, a fait des expériences portant sur l'effet de l'affinage de la taille des grains sur la solidification [EAS04]. Il a démontré qu'un apport en inoculant retarde l'apparition d'une charge dans le matériau. Il en conclut que l'affinage de la taille des grains, en retardant le développement d'une résistance dans le matériau, implique que l'alliage demeure dans la zone semi-liquide c'est-à-dire que le matériau a un comportement d'un liquide dans lequel flotte des îlots solides sans aucune cohérence entre les germes.

La Figure 1.11 illustre ces propos. L'affineur des grains utilisé pour cet alliage d'aluminium est le titane. On voit que les courbes pour lesquelles la concentration en affineur de grains augmente (taille des grains entre 200 et 290 μm) présentent une tendance à ne pas supporter de charge avant environ 610°C tandis que, lorsque la microstructure est plus grossière (taille des grains environ 450 μm), une charge se développe dès 620°C [EAS04].

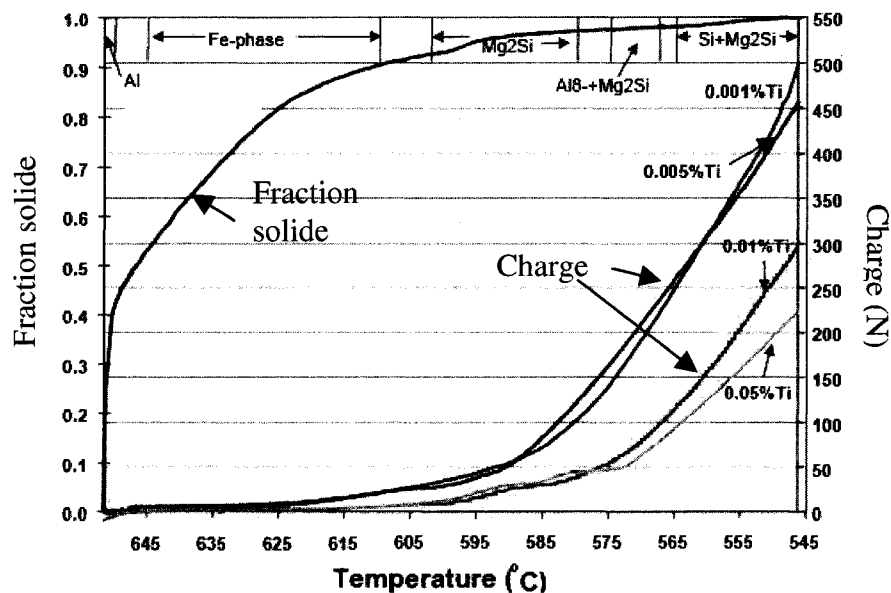


Figure 1.11 Développement de la charge au sein de l'alliage d'aluminium 6061 pendant la solidification avec différents inoculants [EAS04].

Trois modèles sont disponibles dans la base de données de ProCast pour décrire le comportement mécanique de l'alliage : le modèle linéaire élastique, le modèle élasto-plastique et le modèle élasto-viscoplastique. Le modèle élasto-viscoplastique est retenu pour la simulation numérique. En effet l'alliage à l'état liquide et semi-solide ne présente aucun écrouissage et ne répond pas uniquement à une loi de déformation élastique. Pour utiliser ce modèle, plusieurs propriétés du matériau doivent être spécifiées dont le module d'Young, le coefficient de Poisson et le coefficient d'expansion thermique. Un modèle parfaitement plastique serait plus adéquat pour représenter le comportement de l'alliage mais ce comportement n'est pas disponible dans le logiciel ProCast.

1.6 Description des défauts de fonderie en moules de sable

La fonderie en moule de sable est un des procédés de mise en forme utilisé pour fabriquer des pièces structurales en alliage de magnésium. Certaines sections des pièces fabriquées par moulage en sable sont légèrement surdimensionnées par rapport à la géométrie désirée. Une caractéristique métallurgique importante des pièces coulées est la microstructure irrégulière. En effet, ces pièces ne sont pas assujetties aux procédés de mise en forme par déformation plastique qui induisent une texture aux grains.

Les défauts de remplissage et les défauts métallurgiques constituent une limite à la qualité des pièces produites par ce procédé de fabrication. Certains mécanismes de formation des défauts ainsi que leurs impacts lors de la mise en service des pièces sont encore mal connus. Les notions maîtrisées par l'industrie de la fonderie de magnésium et les hypothèses émises par les scientifiques œuvrant dans ce domaine sont présentées dans cette section.

La description métallurgique des défauts sera suivie par des explications sur la formation de ceux-ci. Les méthodes d'inspection des pièces et les indices visuels permettant de repérer les défauts seront également décrits. L'inspection des pièces (cf. section 1.9), est principalement effectuée par les techniques de ressuage et d'imagerie obtenue à partir de rayons X.

Les défauts des pièces de magnésium coulées en moules de sable sont classés en deux catégories : les défauts de remplissage, qui causent des discontinuités métallurgiques ou des divergences géométriques, et les défauts de solidification.

Cette section a été rédigée en se basant sur plusieurs documents de référence. Dans le but d'alléger la lecture, ces références seront uniquement citées au début de la section.

Les notions présentées dans cette section de la revue de la littérature ont été colligées à partir d'informations tirées des documents suivants :

- Le manuel *Introduction to non-destructive test training notes* rédigées par Pratt & Whitney Canada
- Le livre de John Campbell traitant des pièces de fonderie [CAM03]
- Le chapitre 11 du livre *Principles of Magnesium Technology* de E.F. Emley [EML66] portant sur les défauts de fonderie pour les pièces de magnésium
- Le guide pour acheteurs de pièces mises en forme par fonderie de N. Luther
- Le chapitre de B. Lagowski traitant de la ségrégation et des inclusions dans les pièces de fonderie en magnésium allié avec du zirconium [LAG67]
- Les descriptions données par Richard H. Bossi dans le manuel portant sur les techniques d'inspection non destructives [BOS02].

1.6.1 Défauts de remplissage

1.6.1.1 Malvenue

Une malvenue se produit lorsque la coulée est interrompue ou que la solidification se produit avant le remplissage complet du moule. Ce défaut est souvent causé par un remplissage trop lent. Une coulée interrompue au cours de laquelle la vitesse du métal varie dans le système d'attaque à section étranglée causera également un tel défaut. Ce défaut ne peut pas être corrigé par l'ajout subséquent de matière. La Figure 1.12 illustre ce défaut.

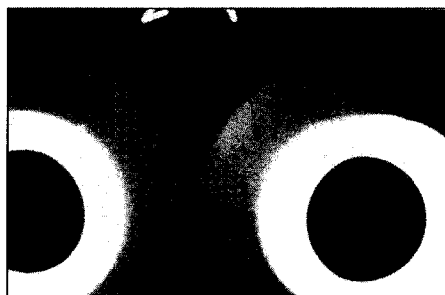


Figure 1.12 Radiographie d'une pièce présentant une malvenue [BOS02].

1.6.1.2 Débordement

Ce défaut est une fuite de métal à l'état liquide. Le métal peut s'écouler à l'extérieur du moule ou à l'intérieur. Plusieurs causes sont à l'origine d'un débordement de métal en fusion à l'extérieur du moule : la section supérieure du moule trop légère, forte pression hydrostatique provenant d'une descente de coulée trop haute ou entonnoir de coulée surdimensionné. Il se peut aussi que les deux sections du moule ne soient pas bien collées. Les fuites internes peuvent provenir d'une mauvaise jonction entre les parties mâle et femelle d'un noyau. Les fuites internes sont difficilement détectables et ont comme conséquence un mauvais dimensionnement de la pièce. L'inspection visuelle et les ultrasons peuvent être utilisés pour vérifier la sévérité du défaut.

1.6.1.3 Déplacement des composantes

Une des sections du moule ou un noyau peut se déplacer au cours de la coulée et causer des défauts géométriques non désirés. Il est possible d'observer ce type de défaut sur la Figure 1.13.

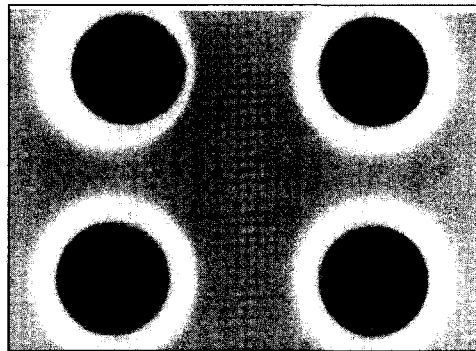


Figure 1.13 Radiographie de la pièce présentant le déplacement d'une composante [BOS02].

1.6.1.4 Jonction froide

Ce défaut peut être le résultat d'un manque de fusion entre deux fronts de solidification provenant des différentes entrées du chemin de coulée ou d'une coulée double.

La jonction froide se produit également, à plus petite échelle, lorsque du métal en fusion est versé sur du métal solidifié. Le métal liquide, lors de la coulée, peut éclabousser les parois du moule et se solidifier. Une discontinuité se forme lorsque le métal liquide atteint le niveau du moule où ces gouttelettes se sont solidifiées.

1.6.2 Défauts métallurgiques

1.6.2.1 Retassure macroscopique

Les retassures se forment lorsqu'il se produit un manque de métal liquide dans un volume de la pièce au cours de la contraction du métal due à la solidification. Des retassures sont créées lorsque le métal liquide, demeurant au sein de ce volume fermé, ne peut compenser le retrait. L'ajout de masselottes ou un meilleur contrôle des isothermes par la mise en place de refroidisseurs permet d'éviter la formation de retassures macroscopiques. Il est cependant préférable de prévoir le design du moule de façon à optimiser le remplissage. On privilégie l'alimentation en métal liquide des dernières sections de la pièce à se solidifier. Puisque le dernier volume de liquide à être coulé dans le moule est le plus chaud à l'échelle de la pièce, cette disposition favorise la solidification à partir de la pièce vers les masselottes. On obtient ainsi un gradient thermique non favorable à la création de retassures macroscopiques.

1.6.2.2 Microretassure

On observe deux types de microretassures : les types duveteux et spongieux. Les microretassures sont le résultat de la contraction du métal lors de la solidification du métal liquide interdendritique. Sur les radiographies, présentées aux Figures 1.14 et

1.15, les zones où il y a des microretassures apparaissent comme des régions texturées, foncées par rapport au métal de base.

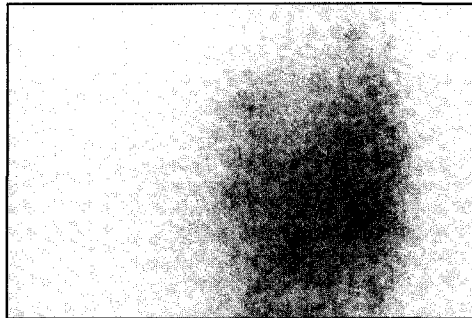


Figure 1.14 Radiographie présentant des microretassures de forme spongieuse (Sponge shrinkage) [BOS02].



Figure 1.15 Radiographie présentant des microretassures de forme duveteuse (Feather shrinkage) [BOS02].

1.6.2.3 Soufflures

Ces porosités se produisent par l'échappement de gaz dans le métal en fusion. Ces pores proviennent de la diminution de solubilité des gaz lorsque la température du métal liquide diminue. Les bulles de gaz rejetées coalescent et forment des soufflures lors de la solidification du métal. Sur les images rayons X, les porosités ressemblent à des ronds noirs. Tel que le montre la Figure 1.16, elles sont facilement détectables car le

contraste sur la pellicule est important. Ce contraste est dû aux différences entre les densités du gaz et du métal de base. Ces pores affectent de façon importante les propriétés du métal en diminuant les performances de la pièce en service. Les porosités peuvent être isolées, comme sur la Figure 1.15, agglomérées ou former des défauts linéaires. Les agglomérations et les défauts linéaires génèrent une diminution plus importante des propriétés mécaniques.

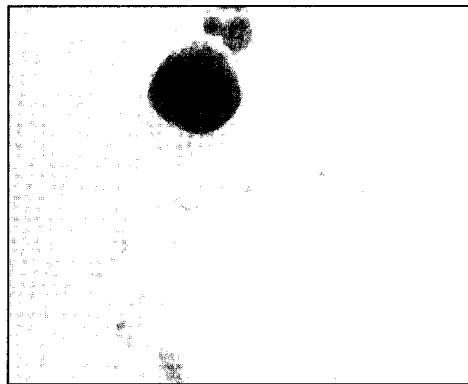


Figure 1.16 Radiographie présentant une retassure macroscopique [BOS02].

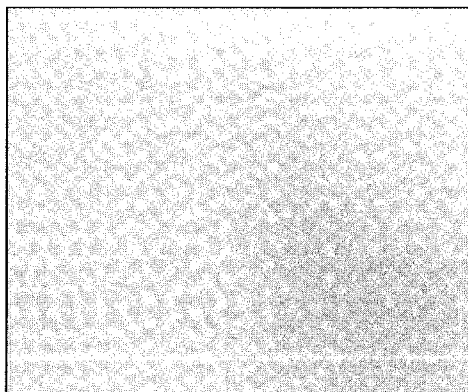


Figure 1.17 Radiographie présentant des soufflures [BOS02].

1.6.2.4 Matière étrangère

Lors de la coulée, certaines matières réfractaires, moins denses que l'alliage de magnésium, sont entraînées dans la pièce. Certains dépôts plus denses que l'alliage de magnésium peuvent être du tungstène qui s'est introduit dans la pièce lors de réparation par soudure. On détecte les dépôts moins denses par les marques noires qui apparaissent sur les images produites par rayons X. Les dépôts plus denses sont pâles, pratiquement transparents.

1.6.2.5 Ségrégation

1.6.2.5.1 Inclusions de grains de sable qui ont réagi

L'origine de ce défaut est encore mal connue. P.A. Fisher attribue l'origine de ce défaut à un grain de sable qui a été entraîné dans le bain de métal en fusion et qui a partiellement réagi avec le magnésium liquide. Ce grain de silice ayant subi une transformation en périphérie est emprisonné dans une enveloppe de zirconium. Les travaux de P.C. Meredith ont démontré que ce problème est plus fréquemment rencontré aux États-Unis qu'en Angleterre. Plusieurs causes liées aux pratiques industrielles et à la localisation géographique des usines pourraient expliquer la formation de ce défaut. Parmi celles-ci on retrouve la température élevée de coulée, le faible nombre de chemins de coulée dans lesquels la vitesse du métal est élevée, la faible quantité de soufre dans le sable. La confection des noyaux et l'assemblage du moule sont des étapes qui doivent être réalisées avec beaucoup de minutie. L'ébarbage et le nettoyage sont primordiaux, lors de la confection du moule, réduisant ainsi les risques qu'un grain de sable ne se libère du moule puis réagisse avec le métal en fusion.

Ces inclusions endogènes sont identifiables sur les radiographies par un noyau de silice entouré d'alliage de magnésium. Puisque la composition change en fonction de la distance au noyau, la densité évolue, ce qui résulte en un dégradé d'intensité sur l'image de la radiographie. Emley est un des premiers auteurs ayant tenté de comprendre ce type de défaut. Il est l'auteur de la microstructure présentée à la Figure 1.18.

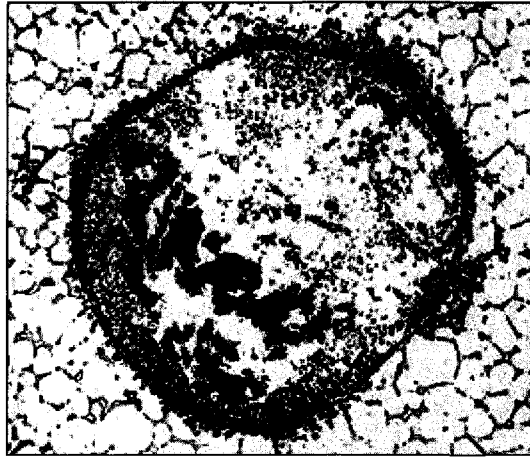


Figure 1.18 Inclusions de sable ayant réagi avec l'alliage de magnésium [EML66].

1.6.2.5.2 Ségrégation de composés denses par gravité

Ce type de ségrégation se produit lorsque des particules intermétalliques solides se forment au sein du métal liquide. Elles se forment grâce à la diminution de solubilité du zirconium lors du refroidissement. Ces particules sont situées dans le fond du moule de par leur grande densité. Lorsque l'alliage est riche en zinc, le zirconium précipite sous forme de composé Zn_2Zr_3 . On distingue ces composés sur les radiographies par leur grande densité. Ils sont de forme cubique. Ce composé s'agglomère dans le fond du moule lorsque la section est épaisse. D'autres composés insolubles se forment sous le liquidus. En plus du zirconium, ces inclusions sont composées d'aluminium, de fer, de silice et d'hydrogène selon l'alliage coulé.

1.6.2.6 Inclusions exogènes

1.6.2.6.1 Inclusions d'oxyde

Les inclusions se forment, la plupart du temps, à la surface de la pièce et sur les côtés de l'entonnoir de coulée. Les inclusions forment une phase séparée incompatible avec l'alliage. Plusieurs causes sont à l'origine de la formation de ce défaut. La surface de la

poche de coulée doit être bien nettoyée par écumage avant la coulée. Le système d'attaque doit être maintenu plein au cours de la coulée et la surface doit être protégée par un mélange de gaz composé de CO_2 et SF_6 . La conception des outils utilisés pour fabriquer le moule peut aussi être la cause de l'obtention d'inclusions dans la pièce. En effet, le moule doit avoir un système d'attaque qui présente une section suffisamment étranglée. La Figure 1.19 présente une radiographie sur laquelle les inclusions d'oxyde sont facilement détectables.

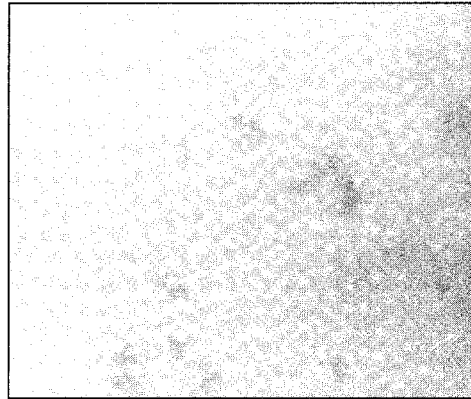


Figure 1.19 Radiographie présentant des inclusions d'oxyde [BOS02].

1.6.2.6.2 Inclusions métalliques

Les matières étrangères peuvent provenir de plusieurs sources pour former des inclusions. Ces inclusions se situent la plupart du temps dans les masselottes mais il arrive qu'elles se déplacent et se retrouvent dans la pièce. Par exemple, le fer contenu dans les filtres peut former de telles inclusions. Il peut y avoir ségrégation de ces inclusions sous certaines conditions. La Figure 1.20 montre une inclusion ayant une densité plus élevée que l'alliage de base.

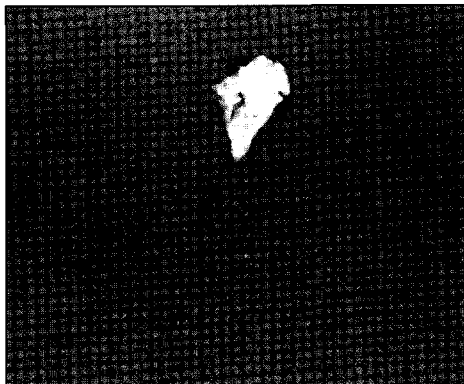


Figure 1.20 Radiographie présentant une inclusion de matière dense [BOS02].

1.6.2.7 Ségrégation eutectique

L'enrichissement du matériau en composé eutectique apparaît difficilement sur les radiographies. Ces zones se forment à la fin de la solidification, lorsque le liquide interdendritique est enrichi en éléments d'alliage. Des microvides sont comblés par le liquide eutectique. Ce liquide atteint la composition eutectique par le rejet de soluté en avant du front de solidification. La ségrégation eutectique se classe selon trois types, définis par le mécanisme de formation et par la morphologie du défaut.

Dans certains cas, on observe la formation de microretassures qui peuvent être partiellement remplies d'alliage ayant la composition eutectique. Le type de ségrégation, nommé « pipe shrink » en anglais, est très semblable à la microretassure sauf pour sa forme en fourchette, comme il est possible de le constater sur la Figure 1.21.

La crique à chaud consiste en une fissure qui a été remplie de métal liquide de composition différente. La fissure est complètement ou partiellement remplie d'eutectique. La fissure est due à une restriction physique imposée par le moule ou un noyau au moment de la contraction résultant de la solidification. Ce défaut est initié par une contrainte interne développée lors de la solidification. La fissure se produit lorsque

la contrainte imposée est supérieure à la résistance à la rupture de l'alliage à l'état semi-solide.

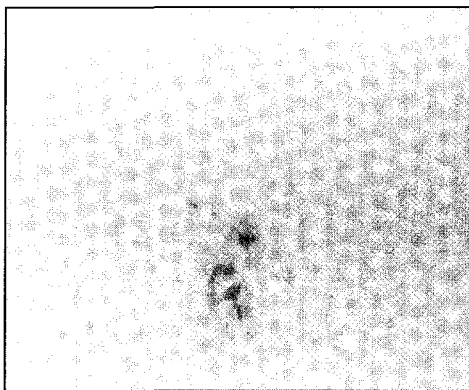


Figure 1.21 Radiographie présentant des microretassures sous forme de « pipe » [BOS02].

L'inspection par une technique non destructive de ce défaut se fait à partir des radiographies. Il apparaît comme un large trait plus pale que le métal de base. En effet, dans le cas de l'alliage de magnésium ZE41A, l'eutectique est formé principalement de magnésium et de zinc.

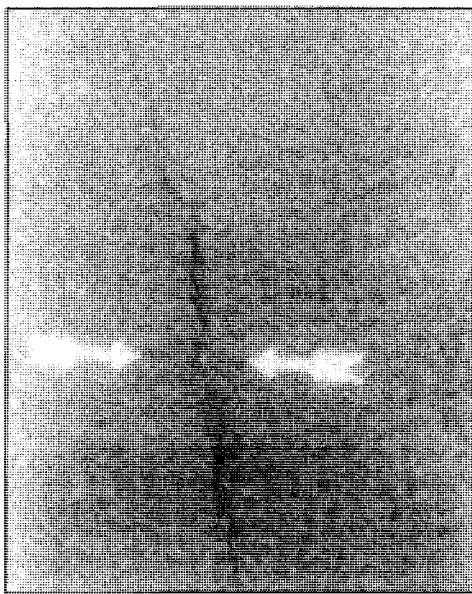


Figure 1.22 Radiographie présentant une fissuration à chaud non guérie [BOS02].

Le zinc présente une densité plus importante que le magnésium. Le trait apparaissant sur les radiographies est droit ou courbé. On peut également l'observer par microscopie en effectuant une coupe transversale. Lorsque le défaut n'est pas rempli de liquide eutectique le trait apparaît foncé, comme présenté à la Figure 1.22.

1.6.2.8 Ligne d'écoulement (Eutectic depletion)

On retrouve des lignes d'écoulement dans les sections à murs minces. Ces géométries présentent des conditions propices dues à l'extraction de chaleur qui se produit simultanément au remplissage du moule. En d'autres termes, l'interface solide-liquide avance au cours du remplissage. Lorsque ce phénomène se produit, le liquide est en mouvement devant l'interface de solidification, ce qui tend à uniformiser la composition du liquide devant l'interface. Il ne se produit donc pas d'enrichissement du magnésium en éléments d'alliages à ces endroits. Cette différence de composition implique un appauvrissement en zirconium développant dans cette zone des grains plus gros. Lorsque le moule est plein, l'écoulement s'arrête et la solidification se produit de façon normale.

1.7 Criques à chaud

La formation de criques à chaud est imputable à un mécanisme qui a été étudié pour plusieurs alliages d'aluminium et de magnésium dont l'alliage AZ91A. Cependant, le mécanisme de formation de ce défaut dans les pièces constituées d'alliage ZE41A est très peu connu [WAN02]. Cette section fait une synthèse des hypothèses relatives à la formation de ce type de défaut. Une description des essais adaptés à la réalisation de l'étude des criques à chaud suivra. Finalement les paramètres influençant la prédisposition des alliages à présenter ce type de défaut seront discutés.

1.7.1 Formation des criques à chaud

L'objectif de cette section est d'associer la présence des criques à chaud et leur sévérité avec les conditions et les paramètres mesurables lors de la production. Les essais du plan d'expérience seront planifiés en fonction des paramètres identifiés dans cette section. Plusieurs hypothèses relatives à l'origine des fissures à chaud sont présentées. Des recommandations basées sur ces hypothèses ont été formulées dans le but d'éviter la formation de ces défauts. Cependant, les expérimentations menées par ces scientifiques dans le but de comprendre le mécanisme de formation et de propagation des fissures à chaud ont démontré qu'il est difficile de prévoir l'apparition de ces défauts. Des conditions similaires ne génèrent pas toujours des défauts comparables [HOR05].

1.7.1.1 Définition de la fissuration à chaud

Les fissures à chaud, nommées également criques à chauds, apparaissent dans les zones où se trouvent les derniers volumes de l'alliage à l'état semi-solide. Ce défaut apparaît donc à la fin du processus de solidification [RAP00]. La crique à chaud se produit à l'état semi-solide, lorsqu'un film liquide demeure au sein de l'alliage partiellement solidifié ayant une fraction solide est assez élevée [CAM03]. Le phénomène de fissuration à chaud dépend beaucoup de la nature des alliages [HOR05].

1.7.1.2 Origine de la contrainte

Bien que les experts s'entendent sur le moment où les fissures à chaud se forment lors du processus de solidification, deux écoles de pensée tentent d'expliquer l'origine des contraintes mécaniques. Certains attribuent la formation des criques à chaud aux déchirures interdendritiques d'origine mécanique. La déchirure est due aux contraintes thermiques, induites par la contraction lors du refroidissement non uniforme de la pièce. Ces déchirures forment des cavités qui peuvent ou non se combler de liquide interdendritique selon la perméabilité des grains dans la région semi-solide. D'autres

sont plutôt d'avis que les criques à chaud sont associées aux retassures qui se produisent lors de la solidification. Les retassures occasionnent un flot de métal interdendritique qui, si les conditions sont propices, comble la cavité créée par la retassure [HOR05]. On obtient alors la guérison du défaut.

1.7.1.3 Coalescence des dendrites

Indépendamment de l'origine des contraintes de tension transmises à la zone semi-solide par l'intermédiaire du réseau solide, tous s'accordent sur l'impact direct entre l'état de cohérence entre les dendrites au moment de la création du défaut et la sévérité de celui-ci [RAP03].

Dans le cas d'un alliage biphasé constitué d'un liquide et d'un solide, la contraction thermique est liée à la proportion de fraction solide. La coalescence des dendrites dans le processus de solidification correspond au moment où des ponts solides se forment entre les grains. Le liquide résiduel reste emprisonné entre les grains [RAP03]. Dans le processus de solidification, le point de cohérence est un état de transition critique. Il caractérise la transition entre l'état de suspension où les dendrites équiaxes flottent librement au sein du métal liquide et l'état où un réseau solide est formé tout en laissant le liquide circuler librement [BRA03]. À partir de ce moment, l'alliage peut subir des contraintes.

La température de coalescence se trouve sous la température de solidus. La présence de liquide sous le solidus est fonction de plusieurs facteurs dont l'énergie des joints de grains, la diffusion aux interfaces solide-liquide et la diffusion au sein du liquide interdendritique [RAP03].

Selon la morphologie du réseau, le système peut évoluer de différentes façons. Lorsque l'orientation des structures solides est la même entre deux volumes, l'énergie des joints de grains est nulle. La coalescence se produit de façon naturelle, c'est-à-dire sans

modification de l'énergie du système, lorsque les deux dendrites entrent en contact. Cependant, la situation énergétique du système est défavorable lorsque deux grains d'orientations différentes entrent en contact. En effet, l'énergie des joints de grains est supérieure à deux fois l'énergie de l'interface liquide-solide. Cette situation énergétique répulsive ralentit la coalescence du réseau entre les grains. Il est ainsi possible d'expliquer la formation des fissures à chaud aux joints de grains [RAP03].

Les relations suivantes présentent les conditions d'énergie de joint de grains et de surface liquide-solide décrites précédemment. L'équation (7) définit l'énergie présente entre les dendrites d'un même grain et l'équation (8) les énergies présentes entre deux corps solides appartenant à des grains différents.

$$\gamma_{JG} = 0 \quad (9)$$

$$\gamma_{JG} > 2\gamma_{LS} \quad (10)$$

Le changement de densité du solide, dû à la contraction lors de la solidification, génère une contrainte interne. On peut ainsi déterminer une fraction solide critique à partir de laquelle la contraction débute. Le Tableau 1.7 fournit une description des différents stades de la solidification caractérisés par une augmentation de la cohérence du réseau dendritique.

Au début de la solidification, les contraintes thermiques sont nulles. À la fin, elles approchent de la contrainte critique qui cause une déformation dans le solide monophasé. En somme, les déformations dues aux écarts thermiques qui se produisent dans l'alliage dans la zone pâteuse sont fonction de la fraction solide [STA04].

Tableau 1.7 Adaptation des stades de la solidification présentée par M. Braccini [BRA03].

Phases de la solidification	Description
Suspension	Les dendrites équiaxes flottent librement au sein du liquide.
Réseau solide	Le liquide circule librement au travers ce réseau.
Liquide interdendritique	Du liquide résiduel se trouve entre les dendrites. La perméabilité diminue.
Coalescence	Des ponts solides se forment entre les grains. Le liquide résiduel est emprisonné.

Lorsque les grains sont formés mais qu'ils sont non cohérents, on fait l'hypothèse que la pression dans le liquide et dans le solide est égale. Lorsqu'ils atteignent la cohérence dendritique, c'est-à-dire au moment où le squelette solide est formé, on fait l'hypothèse que l'alliage se trouve dans un état d'incompressibilité. L'incompressibilité sous-entend que la fraction solide ne peut changer que par transfert de masse interfaciale [FAR00].

1.7.1.4 Propagation

La propagation de la crique se produit de façon intergranulaire ce qui explique qu'il soit facile pour le film de liquide résiduel interdendritique de combler la crique [BRA03, RAP00, WAN02]. De par la ségrégation formée lors de la solidification, lorsque la crique est comblée par le liquide résiduel au sein du volume d'alliage se trouvant sous la forme semi-solide, la composition de l'alliage est proche de l'eutectique [FAR00]. Une fissure ouverte se crée si le liquide résiduel acheminé lors de la propagation de la fissure est incapable de compenser le retrait du matériau lors du refroidissement.

1.7.2 Description des essais effectués pour l'étude des criques à chaud

Des travaux de recherche ont été menés par plusieurs scientifiques afin d'étudier le mécanisme de formation et de propagation des criques à chaud. L'objectif poursuivi dans cette section est de faire la synthèse des différents essais qui ont été conduits au travers des années. Les quatre principaux essais sont présentés dans les pages suivantes. Des adaptations ont ensuite été effectuées afin de répondre à des objectifs plus pointus de leur recherche. Malgré les variantes, il est possible de décrire sommairement les montages réalisés.

Le premier essai réalisé simule mécaniquement des contraintes thermiques qui apparaissent dans la zone où l'alliage se trouve à l'état semi-solide. Une barre d'essai est chauffée au-dessus du solidus et, au cours de la solidification et du refroidissement, une tension uniaxiale est générée dans le sens longitudinal. Cet essai génère des fissures non guéries. Les tests effectués par Cameron dans le cadre de ce travail ont été réalisés sur des éprouvettes d'aluminium allié au cuivre. Il demeure toutefois pertinent de présenter la géométrie du moule et de décrire les paramètres enregistrés dans le cadre de travaux de recherche [CAM05]. Cette géométrie est présentée à la Figure 1.23. Lors de cet essai, trois paramètres sont mesurés afin d'arriver à une meilleure compréhension du mécanisme de fissuration à chaud. On compte parmi ces paramètres la contrainte et la température. Ces données sont étudiées en corrélation avec les observations visuelles. Ces observations sont possibles grâce à une fenêtre qui a été installée sur le moule à l'endroit prévu de la déchirure. Le moule utilisé dans cet essai restreint le mouvement d'un côté. Les mesures de la contrainte et de température sont effectuées de l'autre côté.

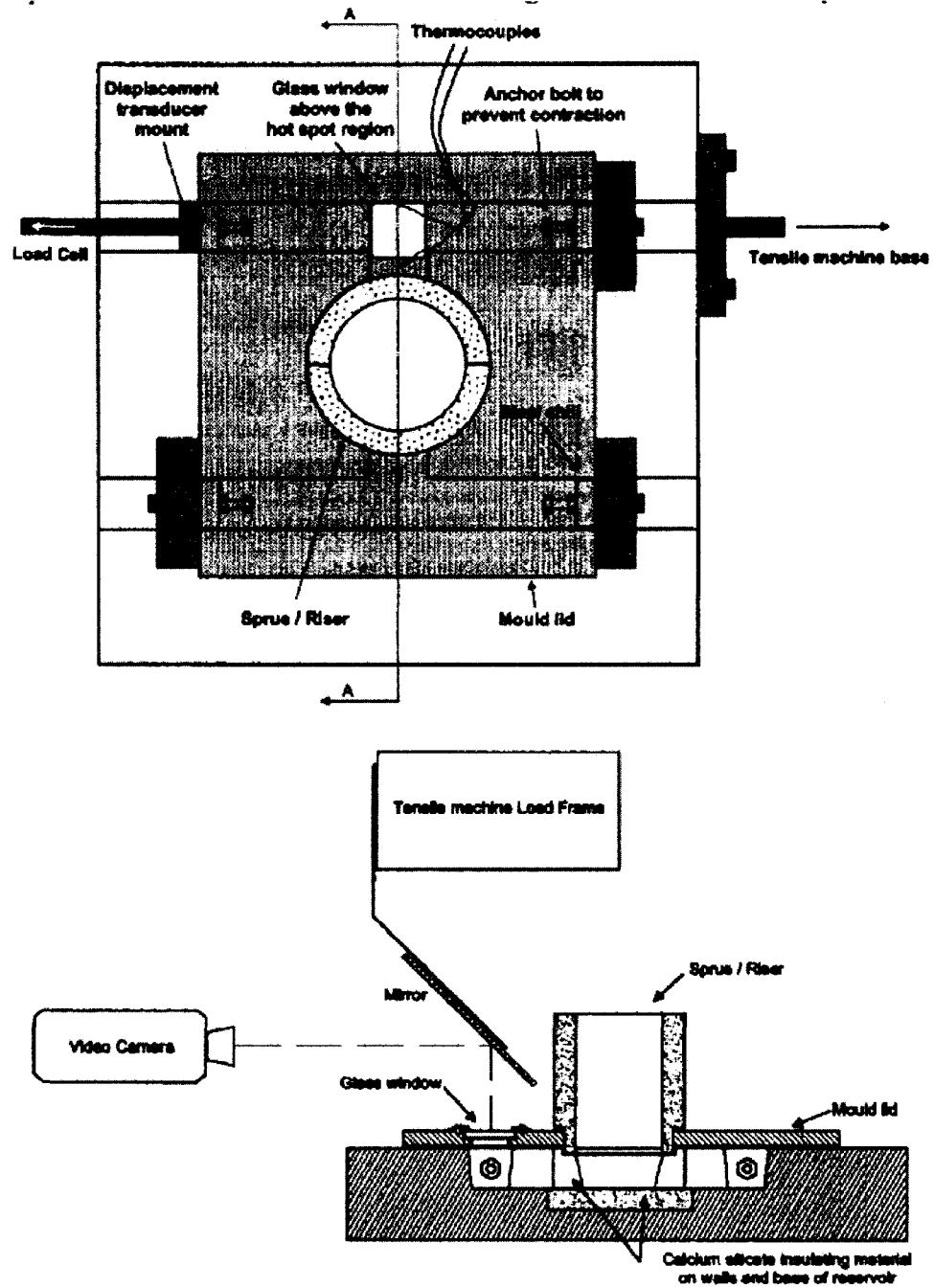


Figure 1.23 Schéma de l'éprouvette, selon la vue de plan et la vue de profil, utilisée par l'équipe de Cameron pour la simulation en laboratoire des criques à chaud [CAM05].

Un autre montage a été utilisé par M. Takuichi [TAK64] dans le but de générer une contrainte mécanique sur un échantillon à l'état semi solide. L'objectif de l'équipe de recherche de M. Takuichi était de clarifier la formation de fissures dans les pièces de fonderie. Le montage expérimental permet de faire la corrélation entre la résistance à chaud et la contrainte induite par la contraction de l'alliage. La Figure 1.24 présente un croquis du montage expérimental, construit à partir d'un appareil de dureté Rockwell.

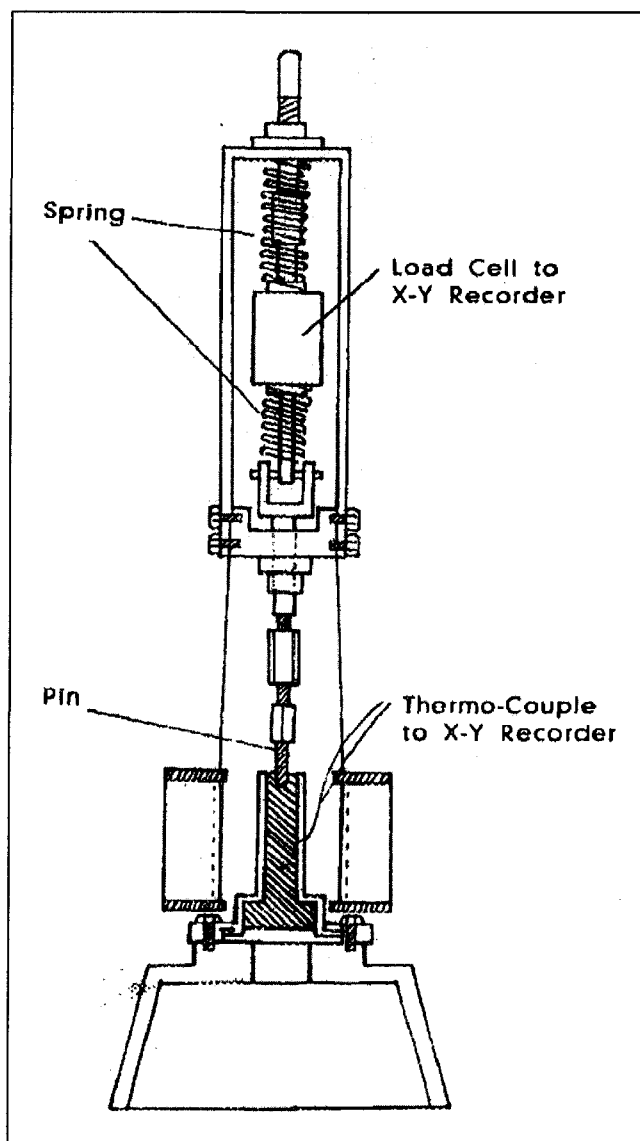


Figure 1.24 Éprouvette pour la recherche fondamentale sur les fissures à chaud dans les pièces coulées des alliages légers [TAK64].

Un troisième essai, illustré à la Figure 1.25, permet de créer et d'examiner la formation de criques à chaud. Deux paramètres sont mesurés lors de ces essais : le déplacement du bloc mobile et la température de l'alliage. La température est mesurée à deux ou six endroits dans la pièce-test. Ces mesures permettent de déterminer à quelle température le réseau cohérent débute sa contraction. Ces informations permettent ensuite d'évaluer la contraction linéaire résultant de la solidification. L'échantillon est ensuite étudié par spectroscopie rayons x et par microscope optique. Cette étude est effectuée dans le but de comprendre la formation de la crique [STA04].

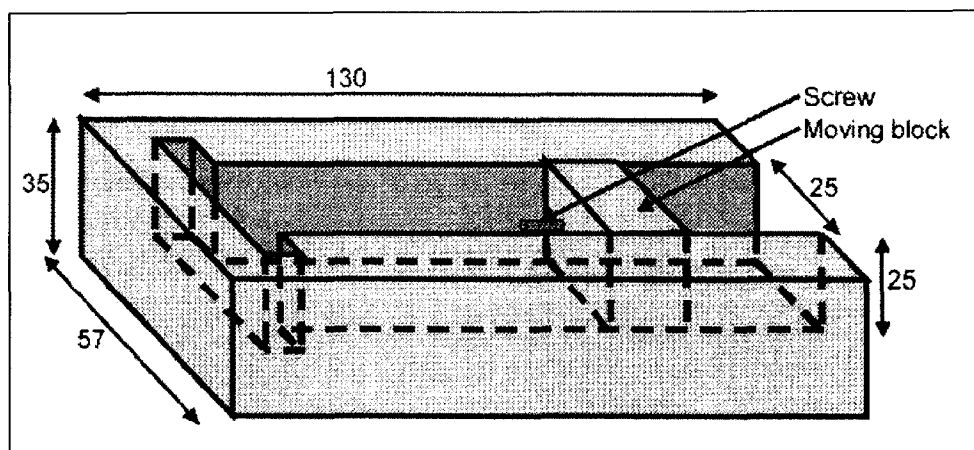


Figure 1.25 Schéma du montage expérimental visant à quantifier la déformation au cours de la solidification d'un alliage d'aluminium [STA04].

Finalement un essai de « criquabilité » a été réalisé par l'équipe de Braccini. Cet essai est bien adapté pour comprendre l'effet des éléments d'alliages et de l'affinage des grains sur la sensibilité d'une pièce à la formation de criques à chaud. Le schéma de la pièce moulée est illustré à la Figure 1.26. On voit que les dix branches, de longueurs différentes, sont contraintes entre deux cercles non concentriques. L'anneau extérieur impose une restriction dans les branches lors de la contraction due à la solidification.

Les indices de criquabilité, caractérisant la sévérité du défaut, sont calculés à partir des informations tirées de l'observation visuelle des fissures.

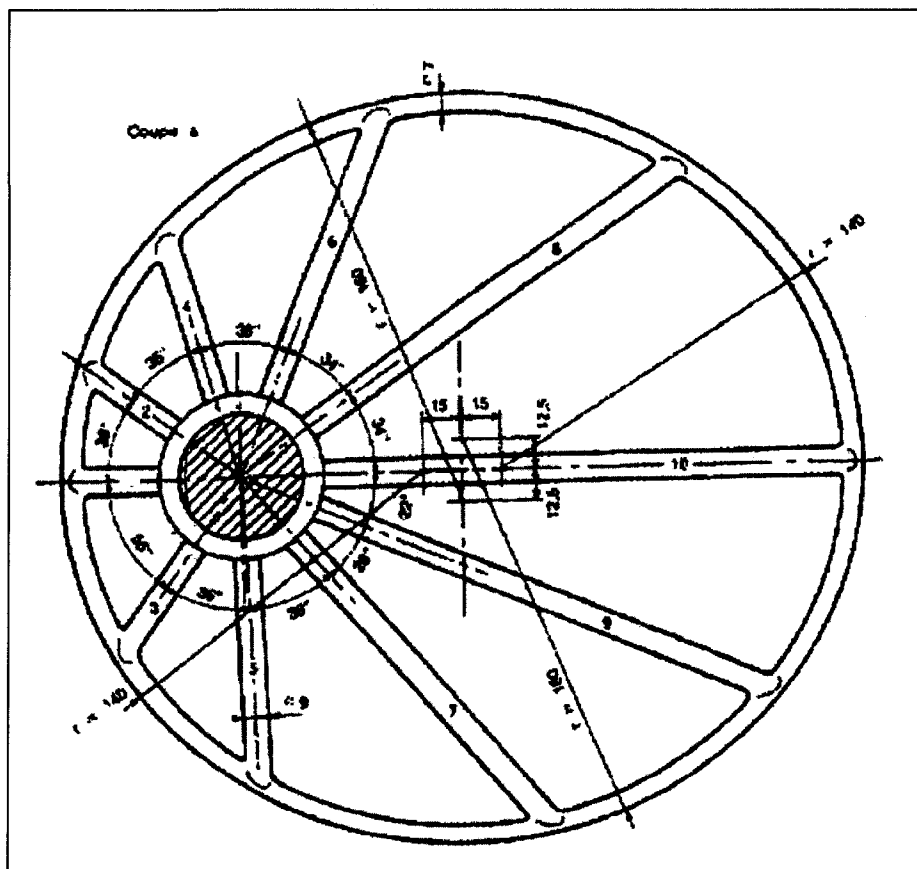


Figure 1.26 Éprouvette de « criquabilité », M. Braccini [BRA03].

1.7.3 Paramètres affectant la sévérité des criques à chaud

Comme il a été expliqué dans la section 1.7.1 sur la formation des criques à chaud, l'évolution de la fraction solide de l'alliage en fonction de la température et des conditions de moulage joue un rôle important. La fraction solide critique est celle qui existe au moment où la contraction débute de façon significative, signe que les dendrites ont coalescé et que le réseau cristallin est suffisamment cohérent pour subir une contrainte thermique d'une façon semblable à un alliage solide.

On observe qu'une augmentation de la concentration d'éléments en solution diminue la fraction solide nécessaire permettant le début de la contraction au sein de l'alliage à l'état semi-solide. Pour des alliages d'aluminium, la contraction débute lorsque la fraction solide est d'environ 0.9. Inversement à la concentration en éléments en solution, une augmentation de la vitesse de refroidissement fait augmenter la fraction solide critique [STA04].

L'affinage des grains fait également augmenter la fraction solide critique. L'augmentation de la teneur en zirconium, affineur de la taille des grains pour les alliages de magnésium, diminue l'intervalle de solidification [STA04]. L'inoculation diminue donc la sensibilité de l'alliage à la formation de criques à chaud. Les grains équiaxes ont une structure semblable aux grains globulaires. Lorsque leur structure est plus fine, il est possible d'observer une plus grande tolérance aux contraintes thermiques élevées [BRA03].

Ce même phénomène est également observable dans le cas des alliages d'aluminium. Selon Boot et Pio [BOO02], l'affinage des grains des alliages d'aluminium réduit la susceptibilité à la fissuration à chaud. Il arrive cependant que l'ajout d'éléments affineurs de la taille des grains cause une concentration plus importante de porosités. Ils ont aussi démontré pour les alliages d'aluminium que l'étude des performances de l'affineur des grains doit être couplée avec les autres paramètres de coulée pour obtenir des résultats relatifs à la facilité de mise en forme par fonderie. La combinaison de tous les paramètres de coulée, incluant les conditions de remplissage et de refroidissement, le design de la pièce coulée ainsi que l'affinage des grains, a un impact sur l'intégrité de la pièce obtenue.

L'intervalle de solidification représente la gamme de températures pour laquelle l'alliage se trouve dans un état semi-solide. Sous cet état, l'alliage est vulnérable aux

criques à chaud. La grandeur de cet intervalle est fonction des éléments d'alliage présents et de leur proportion. Ainsi, plus l'intervalle de solidification est grand, plus le risque de fissuration à chaud augmente.

La vitesse de coulée a également un impact sur la création de ce défaut en influençant la température initiale de l'alliage à l'entrée du moule [FAR00]. Le degré de surchauffe de l'alliage entraîne une variation de la vitesse de refroidissement qui peut se traduire par une durée plus ou moins longue dans l'intervalle de température où l'alliage est plus vulnérable à la fissuration à chaud.

La mouillabilité du grain par le liquide pour l'alliage étudié est un autre facteur prépondérant [BRA03]. Les alliages sont plus sensibles aux criques à chaud quand les grains sont séparés par un film liquide continu. L'angle dièdre est directement lié à la continuité du liquide interdendritique. Lorsque l'angle est nul (mouillage parfait), le grain peut facilement être entouré de la phase liquide, ce qui le rend plus vulnérable aux criques à chaud.

1.7.4 Sommaire sur les facteurs favorisant la fissuration à chaud

À partir des sections qui précèdent, on peut résumer le phénomène de fissuration à chaud comme étant une combinaison de deux conditions :

- Une condition mécanique liée à la contrainte thermique générée par la contraction du solide qui est totalement ou partiellement bloquée par la rigidité du moule ou par les caractéristiques géométriques de la pièce. À mesure que la température décroît, on observe donc une augmentation de la contrainte subie par le réseau de dendrite.
- Une condition microstructural liée à la fraction critique de solide (de l'ordre de 90%) pour laquelle des ponts métallurgiques commencent à se former pour augmenter ainsi la résistance mécanique du matériau semi-solide. Cette fraction

critique de solide peut dans certains cas être suffisamment faible pour permettre au liquide interdendritique de circuler pour ainsi guérir la fissure. Lorsque ce n'est pas le cas, une fissure non remplie demeure.

Tous les facteurs qui influencent ces conditions mécanique et microstructurale peuvent avoir pour effet d'augmenter ou de diminuer le risque de fissuration à chaud. Par exemple, la vitesse de solidification influencera grandement le temps passé dans l'intervalle de solidification, là où l'alliage est le plus vulnérable à la fissuration à chaud. Ceci a amené certains auteurs à définir un indice sévérité de fissuration à chaud basé sur ce temps de vulnérabilité [CAM03]. Par ailleurs, il serait nécessaire de connaître l'évolution des propriétés mécaniques (résistance, ductilité) du métal semi-solide en fonction de la température afin de bien prévoir la criticité de la contrainte thermique générée sur résistance de la microstructure. À partir de valeurs expérimentales de propriétés des alliages semi-solides, il est possible de modéliser leur comportement thermomécanique et de l'implanter dans des logiciels d'éléments finis qui permettent de calculer le champ de contrainte et de déformation dans une pièce lors de la solidification [HAN94, RAP99, UPA95].

On comprend donc qu'il est très difficile de modéliser quantitativement et avec précision le comportement des alliages subissant la fissuration à chaud du fait de la compréhension incomplète de tous les phénomènes se produisant à l'état semi-solide. Au mieux, on retrouve dans les logiciels d'éléments finis commerciaux l'évaluation d'un indice de sévérité de fissuration à chaud basé sur le calcul en tous points des déformations imposées au matériau semi-solide. Ces déformations imposées se traduisent ensuite en contraintes qui peuvent ou non dépasser la résistance mécanique de la structure dendritique.

1.8 Techniques de détection des défauts

Les principales techniques utilisées pour inspecter les pièces de magnésium de qualité aéronautique sont la radiographie et le ressuage. Dans cette section de la revue de littérature, ces deux techniques d'inspection sont présentées sommairement car elles sont essentielles pour étudier et comparer la sévérité des criques à chaud.

1.8.1 Inspection aux rayons X

La radiographie procure une image formée par l'enregistrement de rayons X qui ont été plus ou moins atténués selon certains mécanismes d'absorption et de diffusion lorsqu'ils ont traversé un objet. Les rayons X sont des ondes électromagnétiques de grande énergie. Ces ondes voyagent en ligne droite. Cette technique d'inspection est donc adéquate pour détecter les discontinuités volumétriques. La possibilité du passage du rayonnement à travers la matière est due à la longueur d'onde des rayons, de l'ordre de grandeur de l'angström, proche des distances inter atomiques [LAN05]. Le faisceau d'électrons, qui permet de produire les rayons X, est généré par le chauffage d'un filament métallique. Les électrons mobiles sont ensuite accélérés par une forte différence de potentiel. La collision du faisceau d'électrons sur l'anode produit de la chaleur et des rayons X. Ainsi, un fond continu de rayonnement est créé sur lequel se superpose un spectre de raies caractéristiques de l'élément composant l'anode. Les rayons X ont des énergies de l'ordre du keV.

Lors de l'inspection des pièces de fonderie en magnésium, les anomalies détectées sont référées aux échantillons présentés dans la norme de l'ASTM E 155-64. Cette norme présente les différents types de défauts et permet de juger leur sévérité de façon qualitative. Le noircissement obtenu sur le film dépend directement du produit du temps d'exposition par l'intensité du rayonnement. Cependant, divers appareils à rayons X de même type peuvent générer des résultats très différents.

La ségrégation et les inclusions de zirconium, de terres rares et de thorium sont plus facilement détectables par la technique d'inspection aux rayons X car ces éléments possèdent une grande absorption de rayons X comparativement au magnésium. Le coefficient d'absorption d'un élément est environ proportionnel au cube de son numéro atomique [FAR00].

1.8.2 Inspection par ressuage

Cet essai non destructif est considéré comme une extension du contrôle visuel. Le ressuage consiste à enduire la pièce d'un agent huileux qui pénètre dans les discontinuités ayant une ouverture aussi faible que $1\mu\text{m}$. La surface de la pièce est ensuite nettoyée et recouverte d'une poudre de talc. Par ressuage, l'huile ressort des fissures et met celles-ci en évidence. Cette technique d'inspection permet de voir les défauts débouchant en surface. Un pénétrant fluorescent, plus sensible que les autres types de pénétrant, est utilisé pour les applications en aéronautique [LAN05]. Les Figures 1.27 et 1.28 montrent un exemple de détection de fissures par la méthode d'inspection par ressuage.

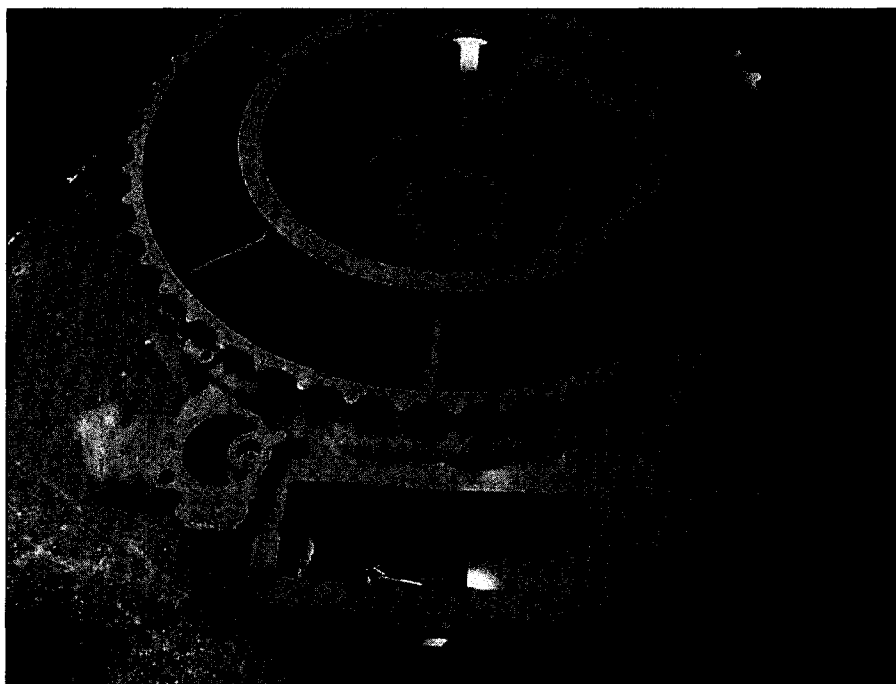


Figure 1.27 Flèche montrant la zone où se situe la fissure sur la pièce.



Figure 1.28 Défaut mis en évidence grâce à la technique de ressuage.

CHAPITRE 2

Moyens expérimentaux et numériques mis en œuvre

Le projet de recherche consiste à valider, grâce à des résultats expérimentaux, la pertinence de la simulation numérique avec ProCast pour prédire la présence et la sévérité de fissures à chaud. Afin de réaliser ce travail et de comparer les résultats expérimentaux et les résultats des calculs numériques, un plan d'essais a été déterminé. Ce plan regroupe les différents paramètres, tirés de la littérature, ayant un impact sur l'importance des criques à chaud. Ces paramètres seront énumérés dans la section 2.1.1 de ce chapitre. La matrice d'essais à réaliser à partir de ces considérations sera également présentée.

Les différents essais de cette matrice ont été réalisés aux fonderies Haley Industries et Mitchell Aerospace. Seulement la moitié des essais ont été menés à terme car les outils destinés à produire le moule et le noyau ont été détruits. Pour pallier ce problème, une seconde pièce a été développée. La nouvelle géométrie a été conçue de façon à prendre en considération de façon plus réaliste les éléments géométriques et les dimensions des pièces présentant ce défaut de fonderie chez Pratt & Whitney Canada. Comme il a été mis en évidence dans la revue de littérature, la géométrie de la pièce influence de façon importante l'apparition de ce type de défaut. Pour cette raison, la nouvelle pièce a été développée de façon à présenter des caractéristiques semblables aux boîtiers de systèmes d'engrenages. Dans cette section, les étapes de réalisation des essais seront détaillées pour les deux géométries étudiées au cours de ce projet de recherche. Nous verrons successivement l'instrumentation utilisée, la présentation des étapes menant à la réalisation d'une pièce et finalement la technique retenue pour évaluer la sévérité des défauts générés.

Chaque essai a également fait l'objet d'une simulation numérique. La première étape dans la préparation d'une pièce virtuelle destinée à être analysée par la méthode des éléments finis est la discrétisation du volume. La présentation des différents aspects de cette étape sera suivie par la description des techniques utilisées pour compléter les bases de données de l'alliage de magnésium et du sable utilisé. De plus, certains paramètres faisant partie de la matrice d'essais ne peuvent être directement modifiés dans la simulation numérique. Pour prendre en considération leurs effets sur la qualité de la pièce coulée, la modification de données connexes s'est avérée nécessaire. Les hypothèses concernant les effets de ces paramètres sur la coulée ont été tirées de la littérature. Les modifications ont ensuite été faites dans la base de données et vérifiées par ingénierie inverse. Finalement, dans la section du chapitre portant sur les méthodes et techniques expérimentales, les conditions frontières, les interfaces et les paramètres de la simulation seront présentés.

2.1 Plan d'essais

La revue bibliographique a permis de mettre en évidence certains facteurs affectant de façon importante la création des criques à chaud. Ces facteurs sont la composition du métal en éléments d'alliages, la concentration de la solution en inoculant, le taux de refroidissement et la géométrie du moule. Les différents niveaux d'importance de ces facteurs dans la matrice expérimentale seront présentés. Leur impact sur la fissuration à chaud sera également décrit. Finalement, cette sous-section se terminera par la présentation des essais à réaliser. Nous verrons la technique statistique choisie pour évaluer le lien entre ces facteurs et la sévérité du défaut généré.

2.1.1 Paramètres étudiés

Composition en éléments d'alliages

La composition de l'alliage de magnésium ZE41A a été donnée dans la revue bibliographique. Dans le cadre de ce projet, la composition de l'alliage a été modifiée afin d'étudier l'effet des éléments d'alliage sur la sévérité de la fissure à chaud. Le zinc, les terres rares et le zirconium étaient les éléments d'alliage visés afin d'obtenir l'alliage de magnésium communément nommé ZE41. Plus de détails sur les essais réalisés sont disponibles dans la section 2.1.2 décrivant la matrice d'essais.

Concentration en inoculant

Un des facteurs ayant une influence sur l'apparition des criques à chaud et leur sévérité est le pourcentage de zirconium présent dans l'alliage. Selon les auteurs cités dans la revue bibliographique, le zirconium soluble et le zirconium insoluble modifient la tendance à la fissuration à chaud. Dans le cadre du plan d'expérience, deux niveaux de zirconium seront testés : dans un premier temps, nous utiliserons la concentration nominale de zirconium utilisée en production, c'est-à-dire 0.83% de Zr. En effet, les composantes structurales des moteurs étudiées dans le cadre de ce projet de recherche, sont réalisées avec un alliage présentant ce pourcentage de zirconium. Le second niveau étudié pour ce paramètre est 0.56% de zirconium. Cette modification influence de façon importante la taille des grains. Ce paramètre a été fixé par des contraintes industrielles : l'alliage de magnésium coulé est principalement constitué à partir de masselottes, d'entonnoirs et de chemins de coulée retirés des pièces de production et refondus. Du magnésium commercialement pur est ensuite ajouté à l'alliage en fonction des valeurs ciblées. L'alliage comporte ainsi initialement un pourcentage non négligeable en éléments d'alliage. La différence entre l'alliage à l'état refondu et l'alliage coulé est corrigée par un apport subséquent en éléments d'alliage. Dans le cas des expérimentations, le pourcentage de zirconium a été fixé à 0.56%.

Afin de vérifier la composition exacte de l'alliage, trois mesures par spectromètre de masse ont été effectuées sur une billette coulée dans un petit moule métallique conçu à cet effet.

Vitesse de refroidissement

La vitesse de refroidissement est fonction des paramètres de coulée. La vitesse de refroidissement conditionne la microstructure de l'alliage. Tel que vu dans la revue bibliographique, la microstructure obtenue a un impact important sur la présence et la sévérité de fissuration à chaud. Une diminution du taux de refroidissement a pour conséquence une augmentation de la taille des grains. De plus, la vitesse de solidification et le gradient thermique ont un impact sur la microstructure résultante en modifiant l'importance de la surfusion structurale qui se produit.

Le taux de refroidissement $\dot{T}$ est égal au gradient de température dans le liquide dT_L/dx auquel on multiplie la vitesse d'avance du front de solidification v tel que présenté par l'équation 9.

$$\dot{T} = G \times v = \frac{dT_L}{dx} \times v \quad (9)$$

Afin de modifier le taux de refroidissement, deux matériaux ont été utilisés pour fabriquer le noyau : le sable de silice et le sable de zircone. La conductivité thermique des différents types de sable utilisés n'étant pas la même, le taux d'extraction de chaleur dans l'alliage est différent, ce qui modifie le taux de refroidissement de l'alliage coulé. La conductivité thermique de la silice passe de 0.73 W/m·K à la température ambiante à 0.65 W/ m·K à la température de coulée. La zircone présente des valeurs légèrement supérieures : 1 W/ m·K à la température ambiante et 0.85 W/ m·K à la température de coulée.

La préchauffe du moule a également permis de modifier la vitesse d'extraction de chaleur. Le taux de refroidissement a ainsi été diminué dû à la réduction d'écart de température entre l'alliage, le moule et les diverses composantes de coulée. Selon les notions vues dans la revue de littérature, cette diminution devrait générer une microstructure plus grossière, donc une tendance plus importante à la fissuration à chaud.

Géométrie du moule

Certaines géométries sont plus propices à former des criques à chaud que d'autres. Une contrainte doit être générée dans la pièce au cours de la solidification de l'alliage pour permettre la création de la fissure lorsque l'alliage n'a pas atteint ses propriétés maximales. La taille de la région de vulnérabilité a également une influence sur la création de la fissuration à chaud. L'épaisseur de la paroi de la pièce-test augmente le temps requis pour effectuer la solidification complète. Le temps de solidification et la région de vulnérabilité deviennent plus importants, rendant cette pièce plus sensible à la fissuration à chaud.

Synthèse des paramètres expérimentaux

Le tableau suivant résume les paramètres des coulées qui ont été modifiés au cours des essais en corrélation avec les effets attendus.

Tableau 2.1 Paramètres considérés lors des coulées expérimentales

Paramètres	Effets sur la coulée	Niveaux expérimentaux
Éléments d'alliages	- Modification de l'intervalle de solidification - Augmentation/diminution du temps de vulnérabilité	- Norme AMS4439 (Haley)
% Zirconium	- Modifications de la forme (globulaire versus dendritique) et de la taille des grains	
Taux de refroidissement	- Modification de la conductibilité thermique du sable - Influence le temps où l'alliage se trouve sous forme semi-solide, donc le temps de vulnérabilité	- Types de sable utilisé pour le noyau (silice ou zircone) - Préchauffe du moule
Géométrie du moule	- Variation de la contrainte thermique	- Deux configurations avec différentes épaisseurs de parois (0.15 po et 0.25 po)

2.1.2 Matrice d'essais

La définition du projet a mené à la création d'une matrice d'essais. Le Tableau 2.2 présente la matrice d'essais créée à partir d'un plan de design d'expériences de type factoriel. Les cinq paramètres expérimentaux présentaient chacun deux niveaux.

Tableau 2.2 Présentation du plan d'expériences initial.

Coulée	#	Température initiale du moule	Type de sable du noyau	Épaisseur du mur
ZE41A 0.56% Zr	1	80°C	Zircone	0.15 po.
	2	30°C	Silice	0.25 po.
	3	80°C	Zircone	0.25 po.
	4	30°C	Silice	0.15 po.
ZE41A 0.83% Zr	5	80°C	Silice	0.25 po.
	6	30°C	Zircone	0.15 po.
	7	80°C	Silice	0.15 po.
	8	30°C	Zircone	0.25 po.
EZ33 0.56% Zr	9	80°C	Silice	0.15 po.
	10	30°C	Zircone	0.25 po.
	11	80°C	Silice	0.25 po.
	12	30°C	Zircone	0.15 po.
EZ33 0.83% Zr	13	80°C	Zircone	0.15 po.
	14	30°C	Silice	0.25 po.
	15	80°C	Zircone	0.25 po.
	16	30°C	Silice	0.15 po.

Initialement cette matrice a été créée dans le but de contrôler et de minimiser les erreurs systématiques et les erreurs aléatoires associées au projet de recherche. Cependant, plusieurs particularités propres à ce projet ont rendu impossible l'analyse des résultats du « design of experiments » (DOE) de type factoriel par l'utilisation du principe de la décomposition de la variance (méthode ANOVA). Un design d'expériences factoriel est complètement défini lorsque les facteurs et leurs niveaux sont choisis, la variable réponse est définie, le nombre de répétition est fixé et le schéma aléatoire est déterminé.

Dans le cadre de ce projet de recherche, il a été impossible de réaliser une répétition car les essais de fonderie sont coûteux. Les manipulations doivent être effectuées, de la création des moules jusqu'à l'inspection des pièces, par le personnel qualifié de la fonderie. De plus, la variable réponse n'est pas une lecture directe mais bien une formulation générale permettant de représenter la sévérité du défaut généré. Finalement, pour des questions d'efficacité, les essais devaient être réalisés en lot en fonction de l'alliage coulé.

La réalisation d'essais en nombre suffisant et la définition des éléments préalables à la réalisation d'une matrice d'essais sont préalables à la méthode statistique d'analyse ANOVA. En effet, les statistiques descriptives doivent être calculées afin d'analyser les résultats en se basant sur les écarts-types associés à chaque résultat.

La matrice d'essais, réalisée par la méthode statistique de DOE a été formulée dans le but de travailler avec une méthode statistique robuste. Cependant, plusieurs aspects de ce travail se prêtaient difficilement à ce genre d'analyse.

2.2 Description des essais en fonderie

La littérature est riche en informations concernant les effets des modifications des paramètres de coulée au cours des essais. Il est possible de comprendre le rôle de ces facteurs sur la microstructure et sur les propriétés finales de la pièce coulée. Cependant, aucune recherche ne regroupe ces paramètres. De plus, les effets sont rarement cumulatifs. Au cours de la coulée, plusieurs interactions se produisent et mènent à des mécanismes complexes.

Dans le but de vérifier la pertinence du modèle utilisé (propriétés thermophysiques et thermomécaniques des matériaux, maillage, conditions frontières et d'interfaces

imposées et paramètres de simulation numérique), des essais en fonderie ont été réalisés. Tel que mentionné dans l'introduction de ce chapitre, les pièces expérimentales ont été fabriquées sur une longue période de temps et les contraintes industrielles ont limité le nombre d'essais. Pour la première géométrie utilisée, huit des seize essais ont été réalisés selon le plan d'expériences et quatre essais supplémentaires ont été menés avec des paramètres différents. De plus, deux essais instrumentés supplémentaires ont été réalisés avant le début de cette série dans le but de confirmer les paramètres de simulation. Finalement deux pièces de la seconde géométrie ont été coulées chez Mitchell Aerospace.

Dans cette section, les coulées expérimentales réalisées en fonderie seront décrites. Nous verrons dans un premier temps le type d'équipement utilisé pour instrumenter les moules. Nous verrons ensuite les étapes menant à la réalisation d'un moule et les étapes de coulée. Finalement les détails relatifs à l'étude et à la quantification des criques à chaud seront présentés.

2.2.1 Instrumentation

Afin de valider les paramètres de simulation numérique, deux types d'essais ont été effectués. En guise d'essais préliminaires, les courbes de solidification ont été enregistrées en huit endroits différents et comparées aux données générées par ProCast.

Afin de réduire l'erreur expérimentale associée aux valeurs enregistrées, la précision et la rapidité d'acquisition des thermocouples ont été vérifiées. Des thermocouples de type K ont été utilisés. La comparaison entre les résultats expérimentaux et les résultats de la simulation pour la calibration des paramètres utilisés dans le logiciel est possible seulement si la courbe de calibration est correcte et représente de façon juste l'évolution de la température en fonction du temps pour un certain élément de volume.

Les thermocouples utilisés n'étaient pas soudés mais assemblés grâce à un contact à sertir. La qualité de cette jonction est de première importance afin de s'assurer d'avoir des résultats pertinents. Il est connu que les thermocouples soudés ont un temps de réponse inférieur. Ces deux types de thermocouples ont donc été comparés grâce à des mesures réalisées dans un bain d'aluminium liquide. La gamme de température couverte par ces mesures est très semblable aux températures enregistrées par les thermocouples introduits dans les moules de sable lors de la coulée du magnésium liquide. Cinq acquisitions ont été réalisées dans le cadre de cette comparaison. La Figure 2.1 présente un des graphiques obtenus.

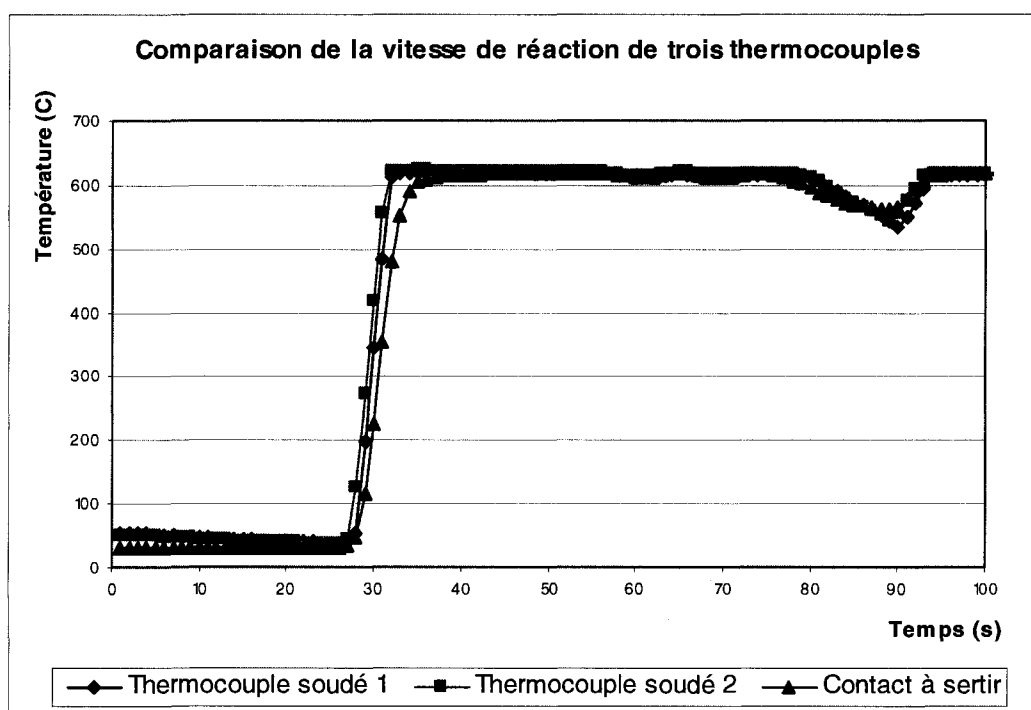


Figure 2.1 Résultats générés par l'acquisition de la température en fonction du temps.

La Figure 2.2 présente un agrandissement de la région d'intérêt : la montée en température. Il est possible à partir de ce graphique de vérifier le temps de réponse du thermocouple avant d'atteindre une température stable. La légende utilisée demeure la même. Le graphique présenté à la Figure 2.2 est basé sur la moyenne des cinq résultats acquis lors de ces essais. On observe que les thermocouples soudés (courbes verte et bleue) prennent cinq secondes avant que la température ne devienne stable. Le thermocouple à contact à sertir (courbe rouge) prend quatre secondes de plus. L'écart est d'environ de 100°C entre les lectures des différents types de thermocouples lorsque les thermocouples soudés atteignent une température constante. Pour conclure, il semble adéquat d'utiliser les données des thermocouples à contact à sertir en guise de courbe de référence afin de comparer les résultats avec la simulation. Il est cependant erroné de considérer les neuf premières secondes d'acquisition pour lesquelles la lecture de la température n'a pas atteint un régime permanent. En résumé, la température est connue de façon précise pendant la solidification mais ne peut pas être comparée lors du remplissage du moule.

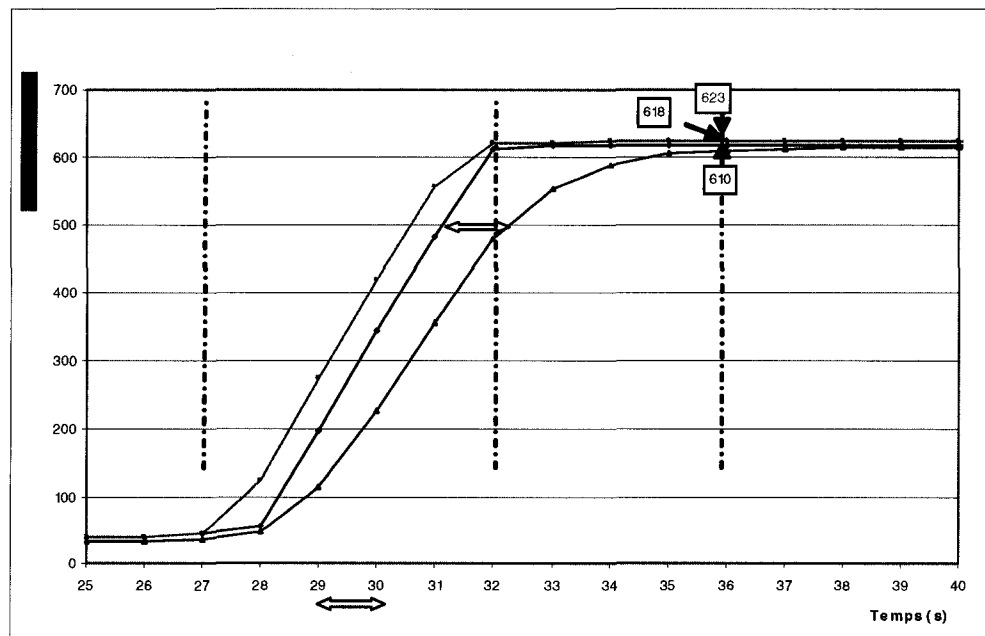


Figure 2.2 Agrandissement présentant les résultats pour la section de la montée en température.

2.2.2 Étapes de coulée

La présente sous-section décrit les étapes de fabrication d'une pièce coulée en sable. Les photographies ont été réalisées à la fonderie Haley Industries. Ces images présentent les équipements de fonderie destinés à la fabrication de pièces en alliage léger dans le secteur de l'aéronautique.

La première étape montrée à la Figure 2.3, consiste à fabriquer un moule. Les moules peuvent être composés de deux sections ou plus. Pour les réaliser, une boîte en bois et en métal dans laquelle sont fixées toutes les composantes nécessaires à la réalisation de l'empreinte en sable est utilisée. Ces ajouts sont habituellement fabriqués en bakélite. Le sable utilisé est composé d'un mélange de silice neuve et recyclée auquel on ajoute différents liants.



Figure 2.3 Étapes de fabrication d'une pièce coulée en sable : préparation du moule.

Les noyaux sont fabriqués au même moment que les moules dans la chaîne de production. Des outils fabriqués sur mesure sont utilisés pour fabriquer les noyaux. Ces

outils sont les modèles. Les liants utilisés pour durcir les noyaux sont différents de ceux utilisés pour le moule. Du SO_2 sert à durcir le matériau composite ainsi formé. Ces patrons sont fabriqués en métal. Ils doivent également être composés, tout comme pour les moules, en deux parties. Le sable est injecté par un souffleur dans la cavité formée par les deux sections. L'outil demeure ensuite fermé pendant la période de cuisson au cours de laquelle le gaz est injecté. La Figure 2.4 présente le patron destiné à la fabrication d'un noyau et la Figure 2.5, le souffleur.

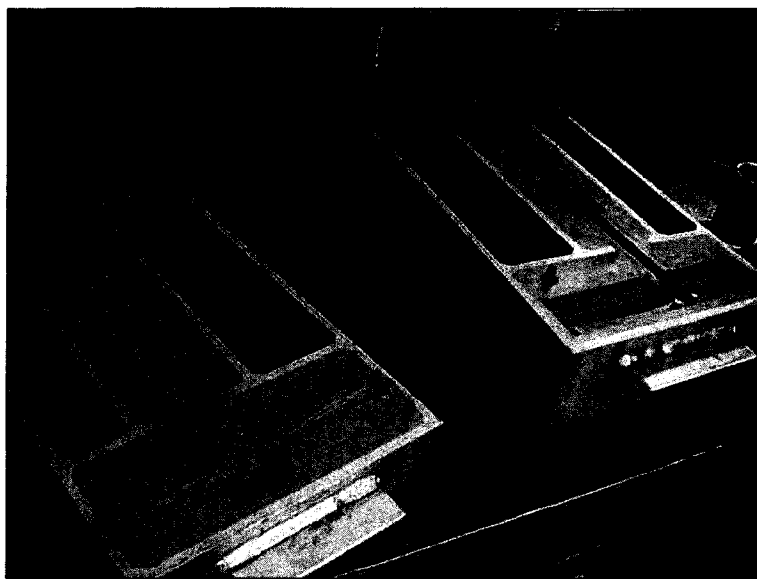


Figure 2.4 Étapes de fabrication d'une pièce coulée en sable : patron utilisé pour la fabrication des noyaux.

Les noyaux doivent par la suite être percés afin d'éviter que les gaz présents dans le sable s'échappent par la pièce, ce qui causerait des soufflures. La Figure 2.6 présente un noyau de forme complexe qui doit être ventilé. Les trous sont par la suite rebouchés pour éviter que du métal ne remplisse la cavité. Ces fines géométries seraient complexes à retirer puisqu'elles sont créées à l'intérieur de cavités de petites tailles et souvent difficilement accessibles.

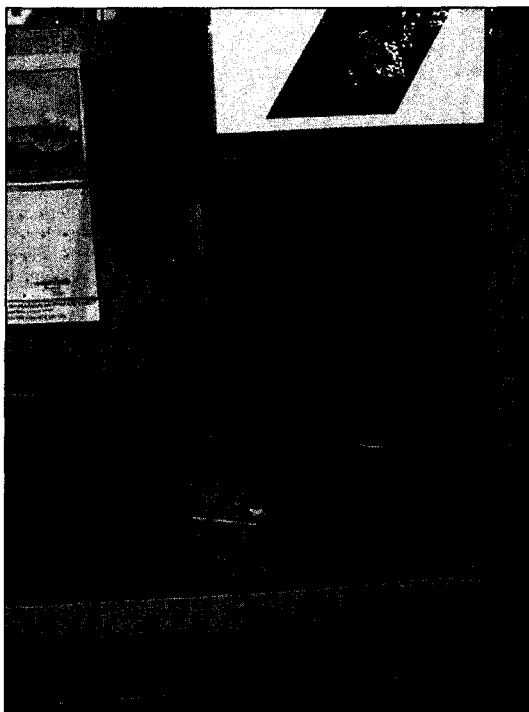


Figure 2.5 Étapes de fabrication d'une pièce coulée en sable : souffleur servant à injecter de sable et de SO_2 .



Figure 2.6 Étapes de fabrication d'une pièce coulée en sable : préparation des noyaux.

Les noyaux sont ensuite recouverts d'un revêtement réduisant la porosité du sable. Il est ainsi possible d'éviter que des gaz s'en échappent. Ce revêtement est appliqué à l'aide d'un pinceau. Le moule est également recouvert de carbone, ce qui a pour effet de réduire le mouillage et ainsi d'augmenter la fluidité du métal en fusion au cours du remplissage de la cavité. La Figure 2.7 montre l'intérieur d'un moule dans lequel les noyaux sont mis en place. Des outils servant à maintenir les noyaux sont utilisés pendant l'assemblage. Les noyaux sont fixés avec de la colle.



Figure 2.7 Étapes de fabrication d'une pièce coulée en sable : assemblage du moule et des noyaux.

Le moule est finalement fermé et purgé avec du SF_6 tel que montré à la Figure 2.8.

Finalement l'alliage est préparé dans un creuset d'une capacité d'environ 150 livres (68 kg). Selon la taille des pièces coulées, plusieurs moules peuvent être remplis grâce à un seul creuset.



Figure 2.8 Étapes de fabrication d'une pièce coulée en sable : purge du moule à l'aide de gaz SF_6 .

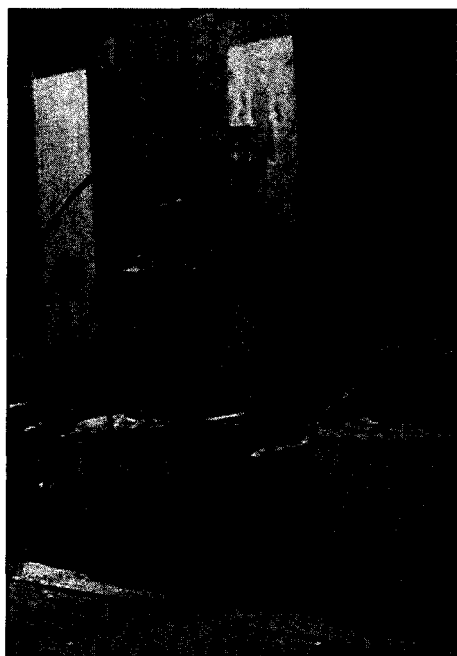


Figure 2.9 Étapes de fabrication d'une pièce : creuset pour la coulée par gravité.

Afin d'enregistrer l'évolution de la température pendant le remplissage du moule et la solidification de la pièce, les moules sont instrumentés avec des thermocouples de type K. Les moules utilisés pour réaliser les tests ont été fabriqués de la façon habituelle. À la fin de leur fabrication, avant l'assemblage, les moules ont été percés et les thermocouples ont été insérés. Les trous ont été scellés avec de la colle pour éviter des fuites de métal liquide.

2.2.3 Présentation des pièces expérimentales

Deux pièces ont été utilisées dans le cadre de ce travail. La première pièce est présentée à la Figure 2.10. L'outil a été fabriqué il y a quelques années afin d'étudier les fissures à chaud. Cet outil a été réutilisé pour générer les moules ainsi que les noyaux pour cette nouvelle série d'essais ayant comme objectif la validation de l'utilisation d'un logiciel de simulation de fonderie.

La destruction prématurée du premier patron appartenant à la fonderie Haley Industries a mené à la création d'une pièce expérimentale permettant de recréer des conditions plus représentatives de la production des pièces chez Pratt & Whitney Canada. La géométrie choisie reprend certains éléments géométriques difficiles à mettre en forme sans fissures à chaud.

Première pièce expérimentale

La Figure 2.10 présente la pièce expérimentale brute de fonderie. On peut voir clairement sur cette photographie les principaux éléments de coulée : l'entonnoir de coulée, la masselotte, le filtre et le chemin de coulée, également nommé canal d'alimentation.

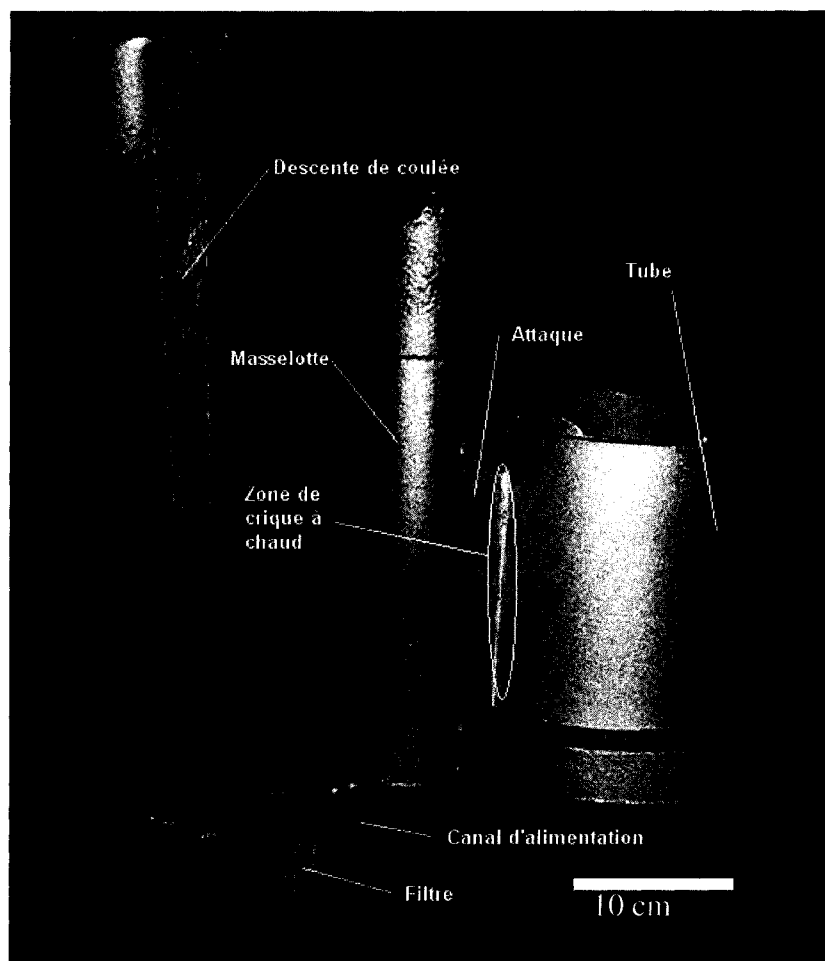


Figure 2.10 Pièce expérimentale brute de coulée réalisée à Haley Industries.

Huit thermocouples ont été introduits dans les moules lors des deux premières coulées. La Figure 2.11 montre la localisation de ces thermocouples sur la pièce expérimentale. Lors des coulées subséquentes, seulement deux thermocouples ont été mis en place dans les moules des pièces expérimentales. Ils étaient situés au haut et au bas de l'entonnoir de coulée.

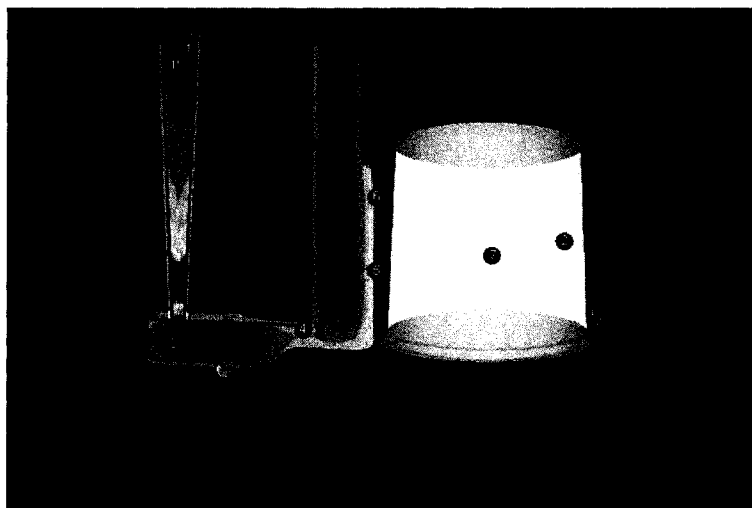


Figure 2.11 Localisation des thermocouples sur la pièce expérimentale.

Les Figures 2.12 à 2.14 présentent la localisation de certains thermocouples dans le moule

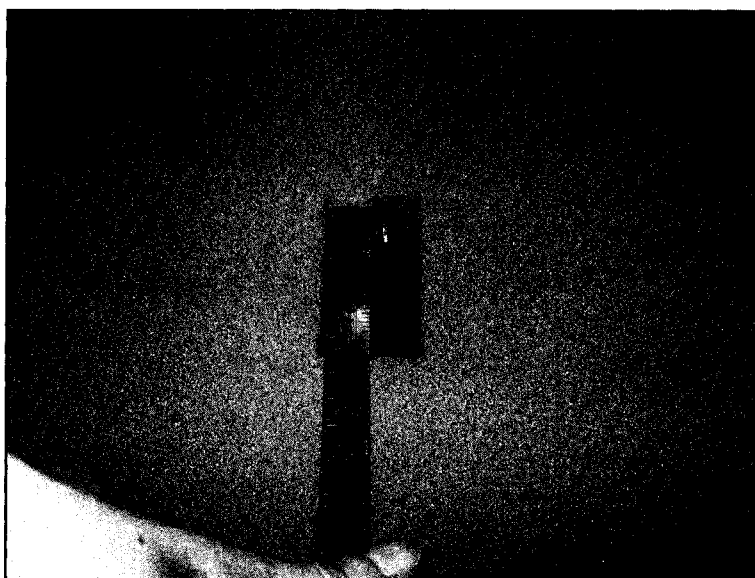


Figure 2.12 Localisation du thermocouple situé au haut de l'entonnoir de coulée.



Figure 2.13 Localisation des thermocouples situés au bas de l'entonnoir de coulée, en amont et en aval du filtre.

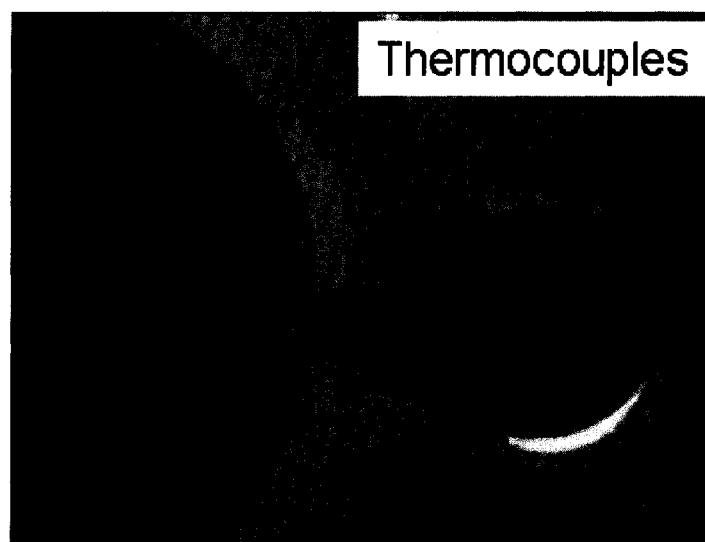


Figure 2.14 Localisation des thermocouples situés à la jonction de la pièce et de la masselotte et du thermocouple situé dans le mur mince de la pièce.

La Figure 2.15 montre des moules assemblés et d'autres en cours d'assemblage. Lors de la coulée, les quatre moules des pièces destinées à être coulées à partir du même alliage étaient préparés afin d'utiliser un seul creuset d'alliage liquide. La constance de la composition de l'alliage était ainsi améliorée, ce qui réduisait par la suite, lors de l'analyse, le nombre de variables.



Figure 2.15 Installation des thermocouples et assemblage des moules expérimentaux.

Seconde pièce expérimentale

La Figure 2.16 présente un boîtier d'entrée d'air avant dans son ensemble et la Figure 2.17, une section de la pièce permettant de révéler un passage interne. Ce passage semble être à l'origine de nombreux défauts selon les résultats d'inspection.



Figure 2.16 Première section du boîtier d'entrée d'air, pièce de P&WC présentant un problème récurrent de fissures à chaud.

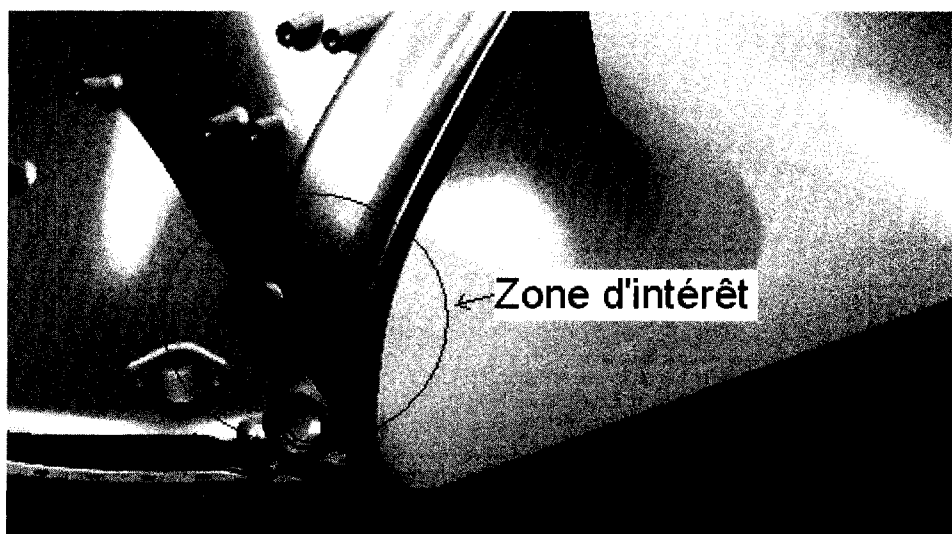


Figure 2.17 Zone d'intérêt de la pièce.

Afin de produire une pièce expérimentale reproduisant cette géométrie les dimensions du passage interne ont été étudiées.

À partir de ces dimensions et en fonction de considérations propres à la fabrication d'une pièce par procédé de fonderie en moule de sable, une seconde pièce expérimentale a été réalisée. La Figure 2.18 présente cette géométrie.

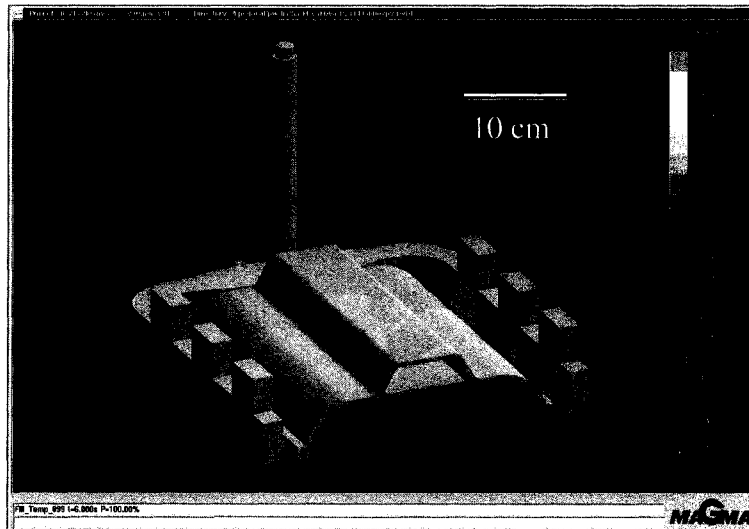


Figure 2.18 Présentation de la géométrie de la seconde pièce expérimentale.

À partir du modèle Catia V5, trois patrons ont été fabriqués. L'outil pour mettre en forme le moule en sable est présenté à la Figure 2.19 et les deux noyaux à la Figure 2.20.

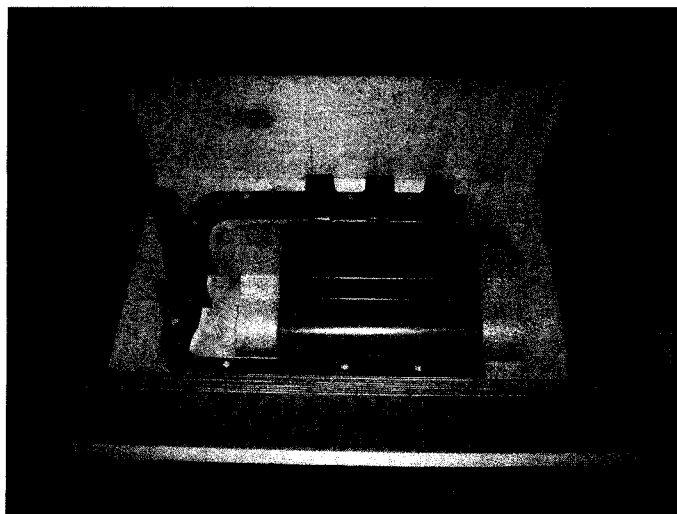


Figure 2.19 Patron pour la fabrication du moule de la seconde pièce expérimentale.

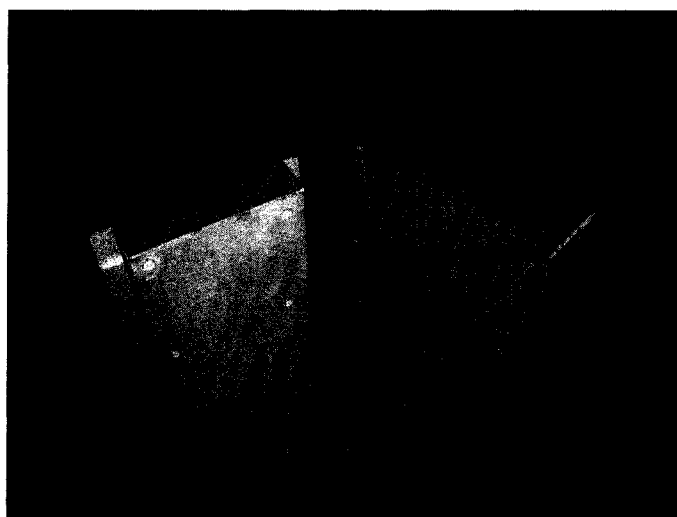


Figure 2.20 Patron des noyaux pour la seconde pièce expérimentale.

2.2.4 Évaluation du défaut généré

Dans le cadre de ce travail, la variable réponse n'est pas directement accessible via une lecture d'appareil. Les coulées expérimentales ont permis de générer des pièces présentant des défauts. Ces derniers ont dû être évalués par la suite. Des techniques destructives et non destructives ont été utilisées afin de déterminer la sévérité des défauts. Une évaluation qualitative de la fissuration à chaud a ainsi été obtenue. L'objectif principal de cette évaluation est de comparer les défauts en fonction des paramètres de coulée utilisés. Dans le cadre de la production de pièces structurales, les fissures à chaud sont fréquemment guéries. Les défauts sont observés grâce à des techniques de radiographie. La Figure 2.21 montre une radiographie d'une fissure à chaud. On constate que certaines zones apparaissent plus pâles à gauche des lignes foncées. Ces lignes pâles sont dues à la présence d'éléments plus denses que le magnésium comme le zinc et les terres rares. Il y a donc eu présence de fissures secondaires, moins importantes que la fissure principale et guéries par de l'eutectique. Ces renseignements additionnels sont pertinents mais ne justifient pas l'utilisation de radiographies pour l'étude de tous les échantillons. Seule la fissure principale à chaque pièce a été utilisée pour définir évaluer le niveau de fissuration à chaud résultant.

Tel que mentionné, les fissures à chaud générées avec la première pièce expérimentale n'étaient pas guéries. De plus, dans le cadre de ce travail de recherche, les pièces pouvaient être détruites pour faciliter l'observation et augmenter la compréhension du défaut généré.



Figure 2.21 Radiographie de la fissure à chaud générée tout le long du cylindre sur la première pièce expérimentale.

La Figure 2.22 montre une section extraite de la pièce expérimentale dans la zone sensible à la fissuration à chaud. Pour obtenir cette section, les coupes ont été effectuées de part et d'autre de l'attaque. Dans un premier temps une photographie a été réalisée pour chaque pièce de façon à avoir un aperçu macroscopique du défaut. La longueur

totale du défaut a été mesurée. Des coupes ont ensuite été effectuées. La position de ces trois coupes est montrée à la Figure 2.22.

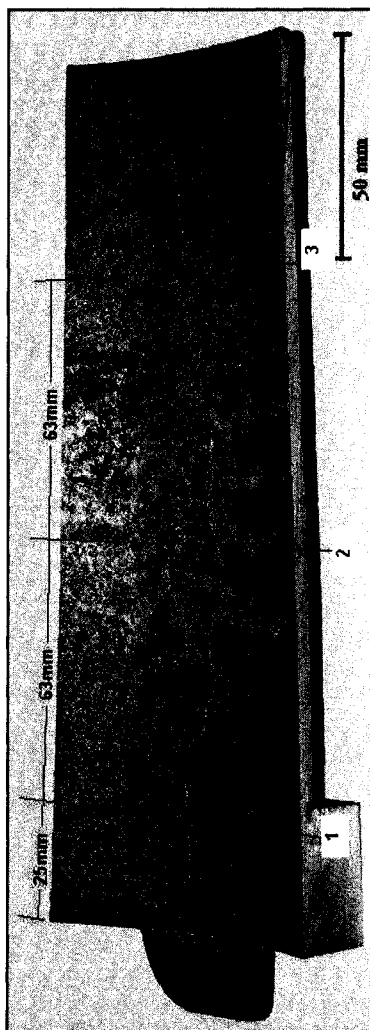


Figure 2.22 Positions des coupes effectuées sur les fissures à chaud des pièces expérimentales.

Pour chacune de ces sections, deux dimensions ont été enregistrées : l'ouverture et la profondeur maximale. À partir de ces données, la surface approximative de la fissure a été calculée. La Figure 2.23 présente un exemple de métallographie utilisée pour

évaluer l'ouverture de la fissure à chaud. L'échantillon permettait également l'évaluation de la taille de grain. Finalement la microstructure observée était notée.

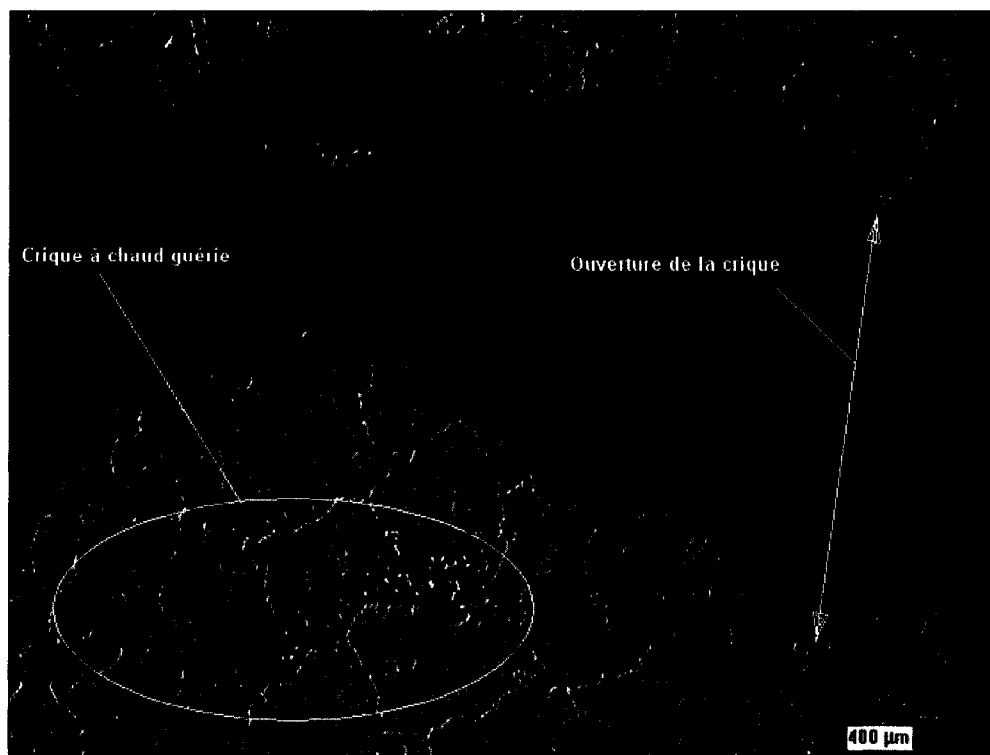


Figure 2.23 Exemple d'évaluation d'ouverture maximale du défaut.

Les résultats des simulations numériques ont été extraits sur les mêmes plans de coupe, tel que le présente la Figure 2.24.

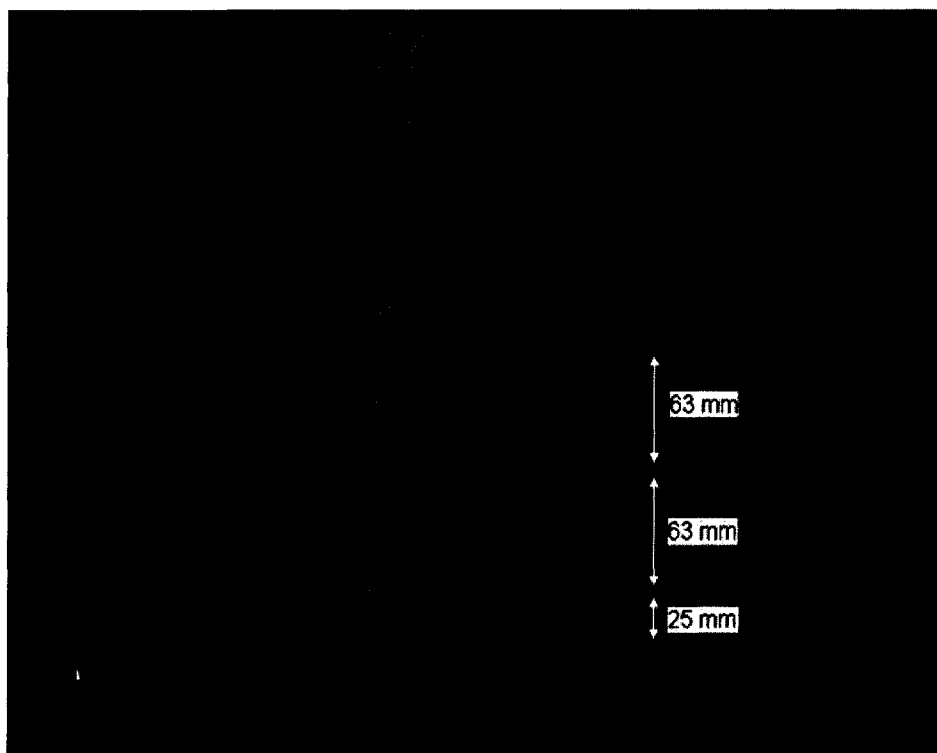


Figure 2.24 Sections générées à partir du post-processeur du logiciel ProCast pour observer les résultats numériques de l'indice de fissuration à chaud.

2.4 Modélisation numérique

Le procédé de mise en forme par fonderie implique plusieurs phénomènes physiques, chimiques et thermodynamiques. L'analyse de ce système conduit à poser le problème par le biais d'une formulation mathématique telle que présentée dans la revue de littérature. Les équations reliées à l'écoulement du liquide (remplissage), les transferts de chaleur (solidification et refroidissement) et le développement des contraintes thermiques (rétrécissement menant à la fissuration à chaud) conduisent à des équations de formes intégrales qui peuvent être évaluées sur le domaine étudié en considérant les conditions frontières. Comme ces équations n'ont pas de solution analytique, on peut discrétiser le problème pour le résoudre par la méthode des éléments finis basée sur une approche de résolution numérique. Dans cette section du chapitre sur les méthodes et

techniques expérimentales, nous verrons les différentes conditions dans lesquelles se sont déroulées les simulations numériques. Nous verrons successivement la manipulation des modèles informatiques, les techniques de discrétisation de la géométrie, les propriétés des matériaux étudiés ainsi que les paramètres de la simulation. Deux logiciels de simulation numérique ont été utilisés dans le cadre de ce projet de recherche : ProCast et MagmaSoft. Ces logiciels seront présentés en parallèle. Les aspects propres à chacun seront ainsi mis en évidence.

2.4.1 Choix du logiciel ProCast

Selon le logiciel utilisé, les paramètres requis pour formuler le modèle et simuler la coulée en moule de sable, le refroidissement et la solidification de l'alliage sont légèrement différents. Dans le cadre de ce projet, le logiciel d'éléments finis ProCast a été sélectionné pour simuler les essais de fonderie et tenter de prédire la sévérité des défauts métallurgiques observés.

Le choix du logiciel a principalement été basé sur la technique mathématique employée pour discrétiser le modèle numérique. ProCast utilise les éléments finis. D'autres logiciels utilisent la technique des différences finies ou des volumes finis.

Les éléments finis ont un caractère plus général au niveau de la formulation mathématique. De plus, le type de maillage utilisé permet de décrire plus précisément des géométries plus complexes. Dans cette technique, les nœuds du maillage permettent de construire l'approximation des fonctions étudiées sur le domaine par interpolation [RAP98].

La technique des différences finies, tout comme la méthode des volumes finis, nécessite un maillage structuré. Ce type de maillage requiert davantage de nœuds pour

approximer de façon correcte les fonctions [PRO06]. La principale différence entre la méthode des différences finies et la méthode des volumes finis est la façon dont les nœuds sont sélectionnés par rapport au maillage pour définir la valeur des champs [RAP98].

Les différentes étapes, lors de la formulation d'un problème étudié par la méthode des éléments finis, sont la discrétisation de la géométrie par construction d'un maillage, l'interpolation d'une fonction, l'intégration de celle-ci et la dérivation.

2.4.2 Structure du modèle dans ProCast

Le logiciel d'éléments finis ProCast est subdivisé en cinq modules. Dans un premier temps, le module MeshCast génère un maillage de surface limitant la géométrie de base en éléments bidimensionnels de forme triangulaire. Des éléments tridimensionnels de forme tétraédrique sont par la suite générés afin de définir un volume. Le maillage ainsi généré est adéquat pour procéder à l'analyse subséquente effectuée par ProCast. L'importation des géométries dans le module de maillage peut se faire via les formats IGES, STEP, PARASOLID et STL. Il est également possible d'importer directement le maillage surfacique ou volumique grâce à des fichiers PATRAN et IDEAS [PRO06]. Bien que le type d'éléments soit prédéfini dans MeshCast, la taille des éléments doit être déterminée par l'opérateur. Il est possible de partitionner la pièce afin de contrôler la taille des éléments, ce qui influence la précision avec laquelle les calculs seront effectués sur les différentes parties de la pièce.

Le modèle maillé est ensuite exporté vers le préprocesseur nommé PreCast. Ce module permet d'associer un matériau à chaque volume créé précédemment. Les bases de données des matériaux sont également générées dans ce module. PreCast permet également de spécifier les coefficients de transfert thermique entre les différentes

sections de l'assemblage. Finalement, les conditions frontières, propriétés définissant la jonction entre les parties maillées et non maillées du modèle, sont définies dans ce module.

Le modèle, constitué de la géométrie et des propriétés, est ensuite converti en fichier binaire via le module DataCast. Ce fichier peut ensuite être soumis au processeur, ProCast, dans lequel les calculs d'écoulement (remplissage) et de refroidissement (solidification) sont effectués. Les résultats peuvent ensuite être extraits par le post-processeur ViewCast.

2.4.3 Modèles numériques

Les fichiers informatiques dans lesquels sont définies les géométries des pièces ne sont pas équivalents et, selon le logiciel de simulation utilisé, certains codes sont plus faciles à interpréter. Les géométries sont dans un premier temps générées par les logiciels de dessin, comme Catia ou Solidworks. Ces fichiers sont de type « CatPart » lorsqu'ils sont générés par Catia V5 et « sldprt » lorsqu'ils sont générés par Solidworks. Ils sont alors définis selon l'arbre de spécification et ce sont des volumes qui définissent l'espace occupé par la pièce. Pour faire une simulation avec ProCast, les fichiers de type Parasolid sont privilégiés parce qu'ils nécessitent moins de « réparations ». Pour MagmaSoft, on favorise la lecture des fichiers STL (stéréologique). L'enregistrement discrétise les surfaces associées au volume en éléments triangulaires de la même façon que peuvent le faire certaines applications de maillage. En utilisant Catia, il est possible à cette étape de sauvegarde d'affiner ou de rendre plus grossière la taille des surfaces triangulaires créées. La pièce n'est cependant pas encore maillée à cette étape pour réaliser une analyse dans MagmaSoft et la création du maillage est nécessaire.

2.4.4 Maillage

D'un point de vue utilisateur, les principales différences entre ProCast et MagmaSoft résident dans le type d'éléments générés par la technique de discrétisation propre au logiciel. Dans le cas de ProCast, les éléments sont non structurés, ce qui permet une plus grande flexibilité et la génération d'un nombre moins important d'éléments. Des nœuds sont créés sur le pourtour de chaque surface. La densité est fonction des paramètres spécifiés par l'utilisateur. Ces nœuds sont ensuite connectés les uns aux autres par un réseau de vecteurs. Des triangles sont ainsi créés sur la surface. Par la suite, ces éléments de maillage surfacique de deux dimensions sont propagés à travers le volume afin de créer le maillage volumique tétraédrique. À cette étape, certains paramètres peuvent être déterminés par l'utilisateur afin de créer des éléments plus ou moins fins. Les Figures 2.25 et 2.26 présentent la première pièce expérimentale maillée avec le module de maillage de ProCast. Sur cette pièce, les éléments ne sont pas tous de la même taille. L'ensemble pièce-moule est coupé en deux parties et le mode de visionnement est différent.

La génération du maillage se fait par le biais de façon automatique. Malgré cette automatisation, l'utilisateur se doit d'user de jugement afin de minimiser le nombre d'éléments totaux tout en ayant suffisamment d'éléments sur les parois minces des pièces. La Figure 2.27 présente un cas pour lequel différentes tailles d'éléments ont été utilisées et ce sans porter d'attention particulière à la paroi mince de l'anneau. De plus une paroi est absente sur le volume plus épais de l'anneau. Il s'avère souvent nécessaire de corriger la géométrie du fichier initial de type « parasolid » afin d'obtenir un maillage complet représentant adéquatement la géométrie.

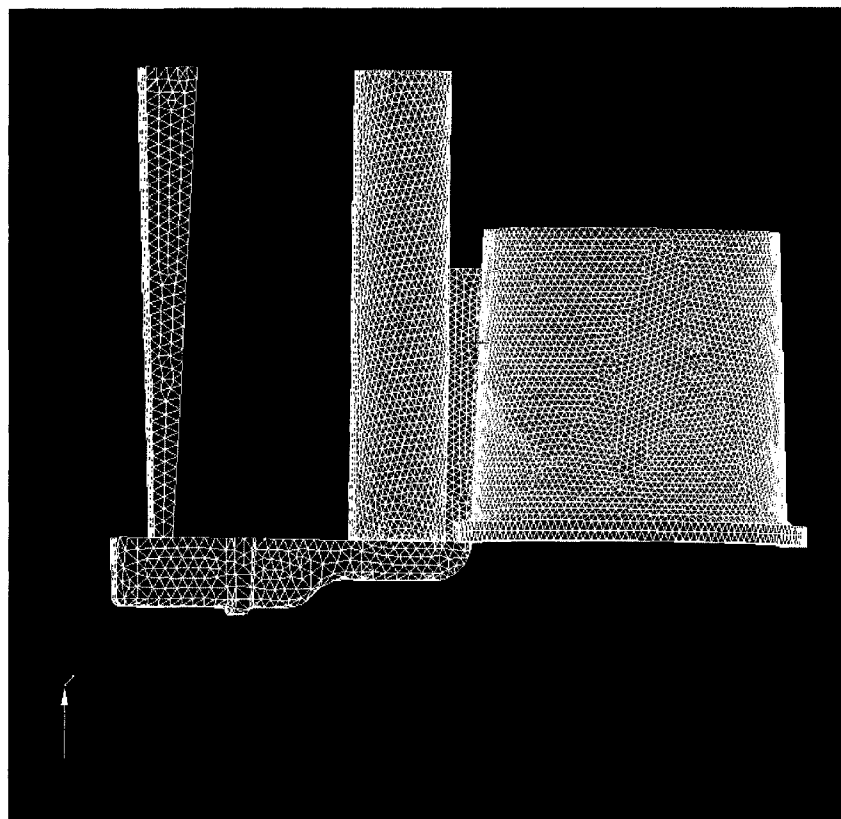


Figure 2.25 Maillage de la pièce expérimentale réalisé par le module de maillage de ProCast (vue de profil).

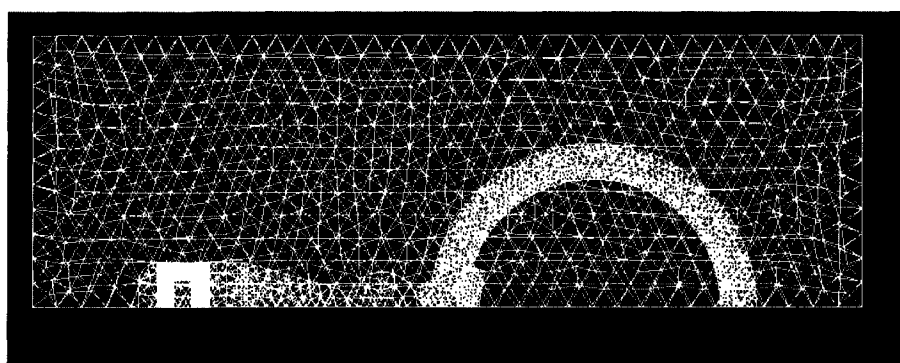


Figure 2.26 Maillage du moule et de la pièce réalisé par le module de maillage de ProCast (vue de dessus).

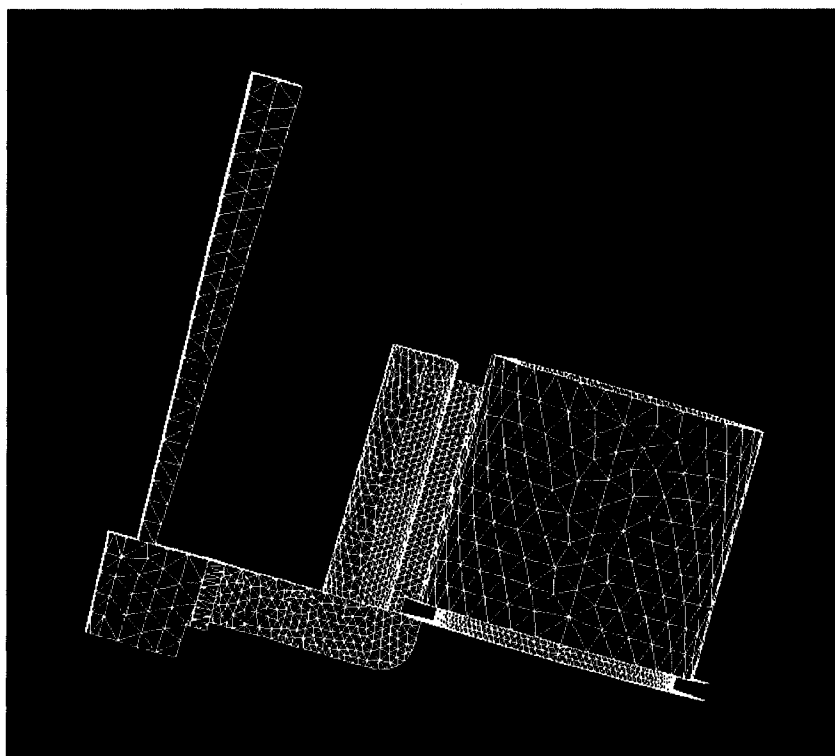


Figure 2.27 Maillage non adéquat et problème d'importation de fichier complet de la géométrie.

Tel que présenté à la Figure 2.28, MagmaSoft utilise une approche différente en générant des volumes finis plutôt que des éléments finis. Les surfaces du fichier STL permettent de délimiter le volume étudié. Les différentes composantes pour les refroidisseurs, les chemins de coulée, le moule, les noyaux, etc. sont séparés en sous-groupes selon la taille des plus petits éléments géométriques à conserver dans la définition du volume. Cinq paramètres sont ensuite définis pour chaque sous-ensemble afin de générer le maillage. Dans un premier temps, la taille du plus petit élément est enregistrée ainsi que la taille minimale permise pour chaque élément de volume. Le paramètre relatif à la précision est ensuite déterminé afin de spécifier le nombre de couches d'éléments souhaitées. Le nombre de couches d'éléments minimal varie selon le type d'analyse : trois couches sont nécessaires pour des analyses thermiques et

cinétiques et cinq pour des analyses de contraintes. Lors d'analyse de contraintes, des nœuds supplémentaires sont créés au centre de chaque élément de volume. La géométrie est ensuite remaillée. Les calculs de contraintes sont effectués sur un maillage qui s'apparente davantage aux éléments finis qu'aux volumes finis. Finalement deux paramètres additionnels sont considérés : le taux de divergence de l'élément créé à une forme parfaitement cubique et la différence de la longueur des éléments avec les éléments adjacents.

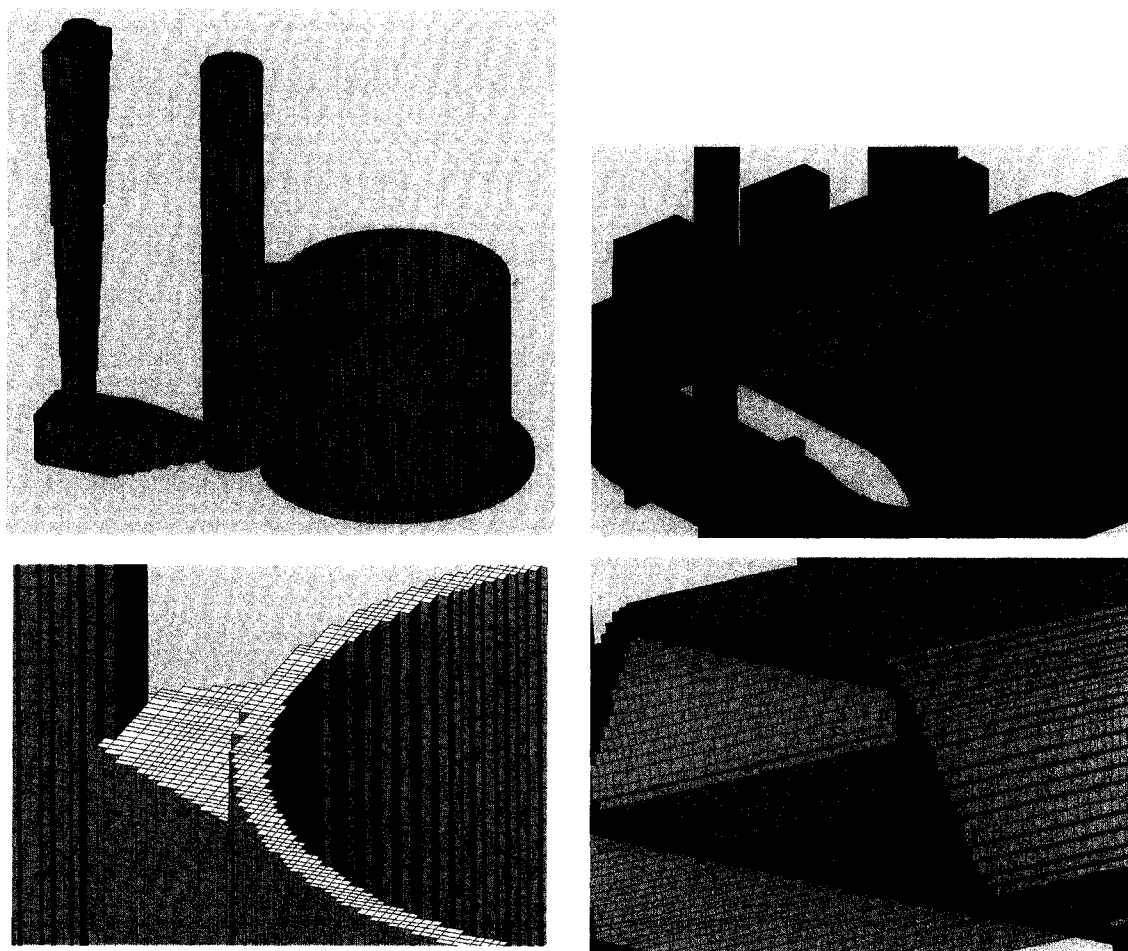


Figure 2.28 Maillage des pièces expérimentales. Maillages générés par MagmaSoft, éléments parallélépipédiques.

2.4.5 Modification des paramètres

Les données provenant de la littérature ont été utilisées afin de modifier et d'augmenter la base de données de ProCast. Les simulations réalisées grâce à cette nouvelle base de données permettent, par la suite, de prédire la sévérité des défauts. Une comparaison ultérieure sera effectuée pour confirmer ou infirmer les modifications faites à la base de données. Puisque les informations disponibles dans la littérature sont limitées, un processus itératif permettra de fixer les paramètres modifiés.

D'une façon concrète, les résultats et les données générés par Easton seront utilisés dans la simulation afin de modifier les données thermophysiques et thermomécaniques [EAS04].

Il est noté dans la documentation fournie par ProCast que le liquidus et le solidus sont utilisés pour un modèle de porosité et pour le calcul de la perméabilité de la zone semi-solide lorsqu'il y a calcul de remplissage.

ProCast utilise l'équation de Darcy pour simuler l'écoulement à travers la zone semi-solide. L'équation de Darcy est formulée pour tenir en compte que l'écoulement se produit à travers un milieu poreux [BIR02]. Cette équation est une variation de l'équation de continuité présentée ci-dessous.

$$v_o = -\frac{\kappa}{\mu}(\nabla p - \rho g) \quad (10)$$

Dans cette équation κ est la perméabilité. La modification de la perméabilité dans ProCast impliquera une modification qui est en accord avec celle suggérée dans le modèle de Easton.

La perméabilité est une valeur spécifiée pour le matériau. C'est une valeur qui s'inscrit dans la section de données relatives à la fluidité de l'alliage.

Lorsqu'aucune valeur de perméabilité n'est spécifiée, ProCast utilise la valeur par défaut de 0.98. En considérant des grains plus petits, la perméabilité devrait diminuer. Cette valeur sera donc fixée à 0.95, valeur limite inférieure recommandée.

Afin de modifier l'instant pour lequel les micro-retassures ne sont plus comblées par le liquide entourant la partie du réseau déjà solidifié, la courbe de la fraction solide a été modifiée.

Finalement, la modification de l'épaisseur du film liquide entre les grains semble avoir un impact sur la création de fissuration à chaud. L'affinage de la taille des grains modifie cette épaisseur. En effet, de gros grains permettent d'observer un espace assez important, et ce plus longtemps pendant le processus de solidification. Il est possible de traduire ce phénomène en changeant les propriétés mécaniques en tension. La résistance à la rupture sera moins importante tout au long de la solidification et le module de Young sera plus faible. Cependant, sous le solidus, les valeurs devraient rester les mêmes. Lors de la simulation de la solidification avec ProCast, aucune donnée de ces propriétés pour des températures supérieures au solidus n'est considérée.

2.4.6 Conditions frontières et types d'interfaces

Nous voyons, dans cette sous-section, les paramètres qui doivent être définis dans les simulations réalisées avec le logiciel ProCast. Dans les simulations numériques, les conditions d'interface définissent les jonctions entre les matériaux de l'assemblage, c'est-à-dire les contacts entre les volumes maillés. Les conditions frontières sont définies entre les volumes maillés et les volumes non maillés. Ces valeurs ont été

déterminées à partir de la littérature et par expérimentation. Ces résultats sont exposés dans le chapitre suivant.

L'interface entre le sable et la pièce a été définie par un maillage coïncident. Ce type de maillage suppose une jonction entre deux matériaux de différente nature et aucun transfert de masse. On considère dans ce cas que les nœuds du liquide à l'interface avec le moule sont superposés aux nœuds du moule, permettant ainsi d'obtenir des températures différentes pour le liquide et le moule à l'interface. Ceci permet de simuler une résistance thermique de contact. L'interface entre le filtre et le moule a également été défini ainsi. Un coefficient de transfert de chaleur a été posé entre ces matériaux. Le contact entre le filtre et le métal a été défini par une interface de type équivalent. En effet, même si le matériau est différent, le métal peut s'écouler librement au travers du filtre. Dans ce cas, il y a un nœud commun entre le liquide et le filtre, imposant une même température.

Les conditions frontières définissant l'interaction du système étudié avec l'environnement externe ont été définies en posant un refroidissement par convection naturelle dans l'air à température ambiante. La vitesse d'entrée du métal a également été calculée en utilisant la surface d'entrée de métal, la moyenne des poids des pièces produites et la moyenne des temps de coulée pour ces pièces. Cette vitesse d'entrée du métal est de 74.9 mm/s (2.95 in/s).

2.4.7 Analyse des résultats de simulation : interface du postprocesseur

La méthodologie développée pour faire l'analyse des résultats est présentée dans cette sous-section. Dans un premier temps, afin de comparer les résultats expérimentaux avec ceux de la simulation numérique, ces derniers ont été évalués de façon globale pour l'ensemble de la pièce. Par la suite, les résultats de certaines pièces ont été extraits selon

des repères dimensionnels de façon numérique et mécanique. Ces résultats ont été mis sous la forme d'un tableau pour permettre une comparaison plus exhaustive.

Un exemple de la méthodologie utilisée pour l'analyse des résultats est présenté. Pour cet exemple, les résultats de deux essais sont utilisés. Ces coulées sont décrites dans le Tableau 2.3.

Tableau 2.3 Description des deux essais utilisés pour la présentation de la méthodologie développée pour l'analyse des résultats.

Coulée	Type de sable du noyau	Épaisseur du mur	Identification de la pièce
ZE41A 0.83% Zr	Silice	0.15 po.	1
		0.25 po.	2

Les trois coupes qui ont été effectuées pour observer l'évolution de la fissure à chaud sont présentées à la Figure 2.24. La Figure 2.29 montre des vues isométriques réalisées à partir du module de visualisation des résultats du logiciel ProCast. Les courbes de niveaux de l'indice de fissuration à chaud sont présentées avec une coupe à six pouces du bas de l'anneau.

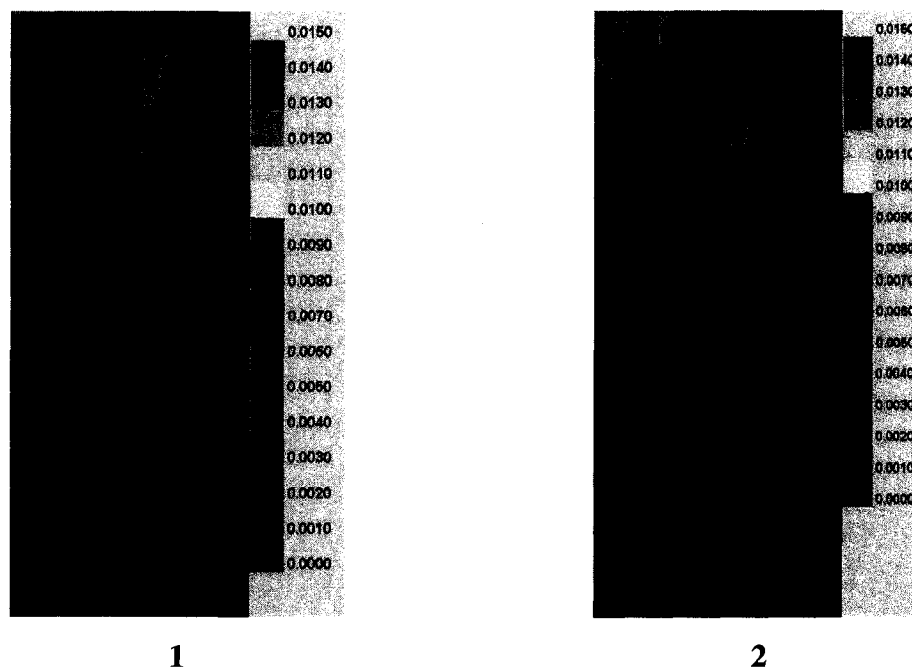


Figure 2.29 Distribution de l'indice de fissuration à chaud à la surface de la pièce.

Vue isométrique avec la face supérieure correspondant à la coupe à six pouces du bas de l'anneau.

Ces images montrent un indice de fissuration à chaud de l'ordre de grandeur de 0.01. Ce nombre est adimensionnel. Les calculs effectués par ProCast sont basés sur la déformation maximale enregistrée pour chaque nœud du maillage. Ces images permettent de comparer, avec la même échelle, l'intensité du défaut calculée. La Figure 2.30 présente les mêmes résultats avec une modification de l'échelle. La valeur a été ajustée de façon à obtenir une meilleure sensibilité et détecter des différences plus subtiles pour cette comparaison.

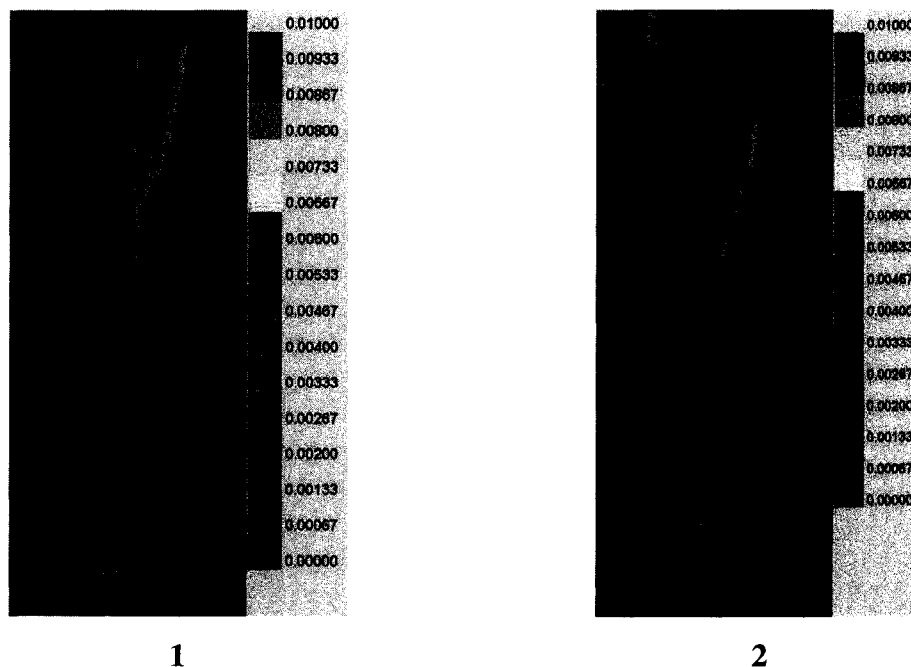


Figure 2.30 Distribution de l'indice de fissuration à chaud à la surface de la pièce.

Vue isométrique avec coupe à six pouces du bas de l'anneau, avec ajustement de l'échelle pour cibler la valeur maximale.

La Figure 2.30 montre de très légères variations de l'indice de fissuration à chaud entre les essais 1 et 2. Des vues de plan ont également été utilisées pour comparer les résultats. La Figure 2.31 présente les mêmes résultats selon une vue de plan. La différence entre les essais devient plus marquée. À cet endroit de la pièce expérimentale, pour la pièce ayant un mur plus épais, l'indice de fissuration à chaud a atteint des valeurs plus élevées.

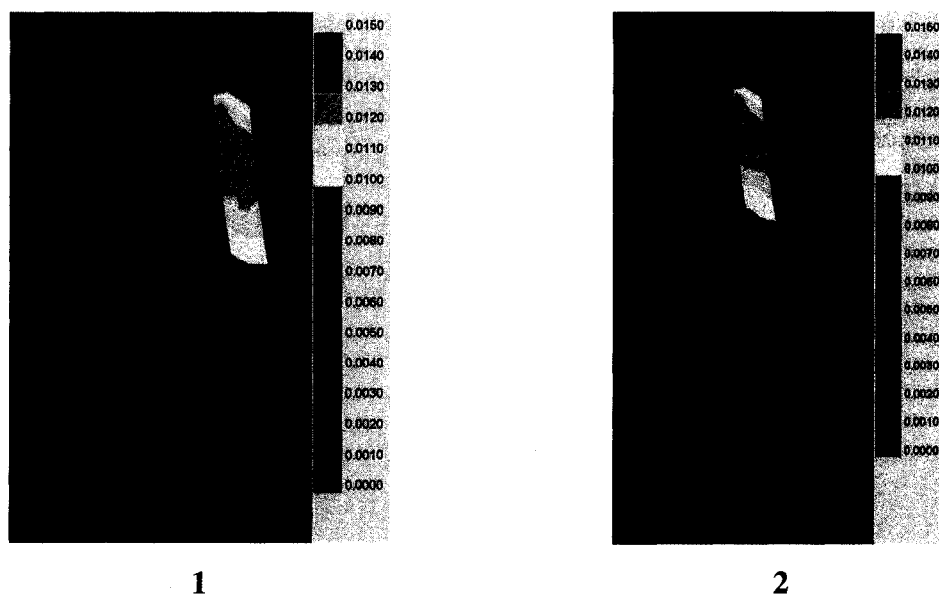


Figure 2.31 Distribution de l'indice de fissuration à chaud à la surface de la pièce
(valeur maximale à six pouces du bas de l'anneau) présentée avec une vue de plan.

Ce résultat, ainsi que les résultats des deux autres sections présentées selon des vues de plan à la Figure 2.32, sont importants et doivent être considérés dans le cadre d'une analyse complète de la fissuration à chaud des pièces. Ces résultats sont présentés avec échelles ajustées à la valeur maximale observée.

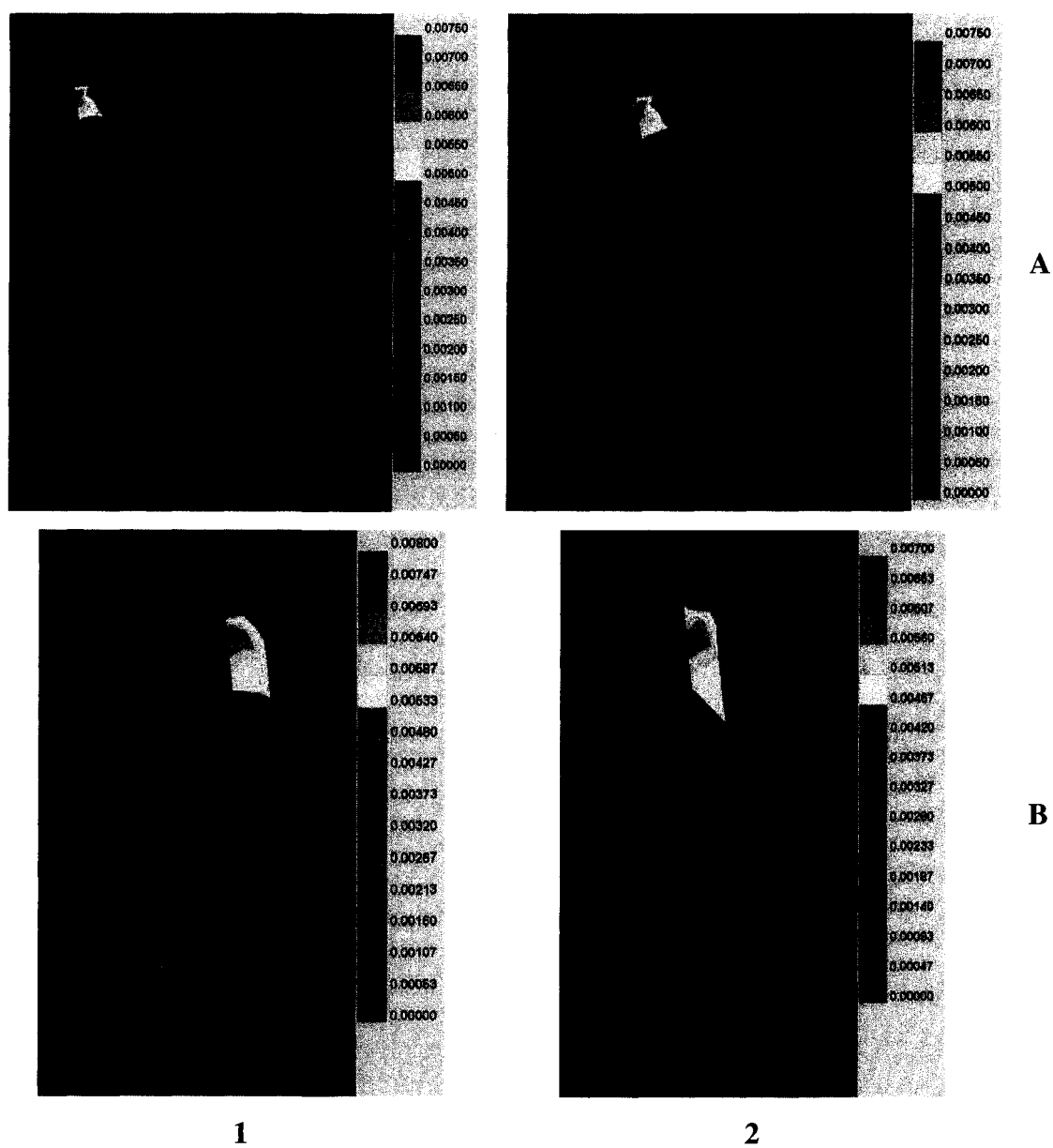


Figure 2.32 Résultats de l'indice de fissuration à chaud à un pouce (A) et trois pouces et demi (B) du bas de l'anneau. Présentation selon une vue de plan.

Les résultats numériques des essais simulés sont présentés dans la section résultats du chapitre suivant selon la méthodologie décrite ci-dessus pour la première pièce expérimentale. Les résultats de la seconde pièce ont été générés avec MagmaSoft. Une seule simulation a été effectuée et les résultats sont présentés de façon légèrement différente.

Les algorithmes permettant de générer les indices de fissuration à chaud dans les logiciels MagmaSoft et ProCast constituent de l'information de nature confidentielle. Il est cependant possible de décrire, de façon hypothétique, de quelle façon ces indices sont calculés. Deux aspects de la solidification doivent être étudiés parallèlement : l'état de la matière et l'état de la contrainte thermique du matériau. En chaque nœud, il est possible de connaître la température, la pression et la vitesse, et ce, pour chaque itération. Une fois le moule rempli, le vecteur de vitesse devient nul. La pression s'uniformise. La température décroît jusqu'à ce que le dernier élément ou nœud atteigne une valeur inférieure à la température de solidus. Il est ainsi possible de connaître, pour chaque itération effectuée, si l'alliage de magnésium se trouve dans un état liquide, semi-solide ou solide. Une valeur positive est associée aux zones entourées de métal solidifié pour lesquelles le matériau demeure à l'état semi-solide. Une valeur nulle est attribuée aux zones solides. Les contraintes thermiques induites sont également calculées sur l'ensemble de la pièce. Ces valeurs, multipliées à la valeur représentant l'état de la matière, devient un indicateur de la tendance du matériau à se fissurer.

La sévérité de la fissuration à chaud est un terme utilisé pour présenter la taille du défaut prédit numériquement. Une sévérité importante implique un indice de fissuration à chaud de plus grande intensité sur l'échelle adimensionnelle.

CHAPITRE 3

Résultats et discussion

Ce projet de recherche à caractère industriel vise principalement le développement d'une expertise dans le domaine de la simulation numérique des procédés de fonderie, en particulier le moulage en sable d'un alliage de magnésium. Les défauts métallurgiques, dont les criques à chaud, mènent au rejet ou à la réparation de pièces complexes. Ce problème entraîne des coûts importants pour le fournisseur et pour le motoriste en retardant la ligne d'assemblage des moteurs. Le projet s'est donc orienté de façon à prédire ce type de défauts grâce à l'utilisation d'un outil comme MagmaSoft ou ProCast. Bien que l'objectif principal soit centré sur le phénomène de fissuration à chaud, plusieurs sous-objectifs ont été réalisés tout au long de ce projet. Les résultats de ces sous-objectifs sont présentés dans les deux premières sections de ce chapitre. Les résultats ayant comme objectif de confirmer ou infirmer la pertinence de l'utilisation d'un logiciel de simulation numérique visant à prédire la localisation et la sévérité des fissures à chaud sont présentés dans la troisième section.

Le chapitre présentant les résultats du projet est divisé en quatre sections. Dans un premier temps, l'analyse métallurgique des fissures à chaud est présentée. Les résultats de cette section permettent de confirmer la nature du défaut et d'en apprécier les caractéristiques. La seconde section présente les courbes de solidification. Ces résultats permettent de faire la corrélation entre les premières coulées instrumentées et les différentes simulations faites à partir de ProCast et de MagmaSoft. La sous-section suivante présente les résultats générés par les coulées expérimentales. Ces résultats sont comparés aux résultats de simulation produits par ProCast. Finalement, la quatrième sous-section présente les résultats générés à partir de la seconde pièce expérimentale.

3.1 Observation et évaluation métallurgique des criques à chaud

Il est nécessaire dans un premier temps de confirmer la nature du défaut généré à partir de la pièce expérimentale. En effet, certaines caractéristiques métallurgiques sont propres aux criques à chaud. Afin de vérifier la pertinence et la précision des résultats générés par les simulations, il est essentiel de s'assurer que le moule permet d'obtenir des criques à chaud.

3.1.1 Étude de l'aspect microscopique et macroscopique des fissures à chaud

Les fissures à chaud ont été étudiées à partir de pièces expérimentales qui ont été coulées à la fonderie Haley Industries. Des échantillons ont été prélevés des pièces afin d'observer le mode de fissuration et la composition des différents composants. Finalement, ces échantillons ont permis de vérifier la présence de sites d'amorçage des fissures à chaud. En somme, la première partie de ce chapitre vise à présenter les résultats relatifs à la définition métallurgique du défaut de fonderie étudié.

La Figure 3.1 illustre une fissure à chaud observée au microscope binoculaire. Ce montage permet d'évaluer l'ordre de grandeur des fissures qui ont été générées dans la pièce expérimentale. Le mode de propagation intergranulaire de la fissure à chaud est mis en évidence par ce montage photographique.

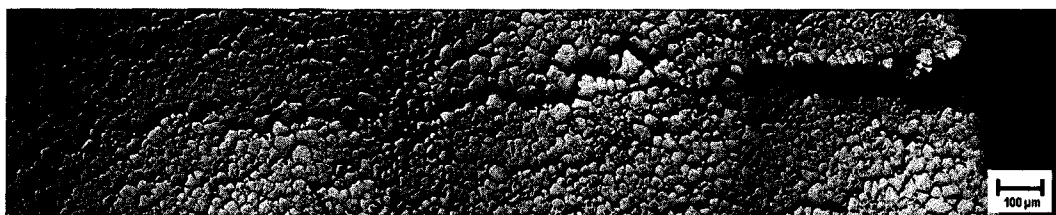


Figure 3.1 Montage photographique d'une coupe transversale d'une fissure générée à partir du moule expérimental.

3.1.2 Spectres EDX

Des spectres EDX ont été réalisés pour déterminer, de façon qualitative, la composition des différentes phases en présence. Trois spectres ont été réalisés sur chaque composant et puisque les résultats sont similaires, un seul graphique est présenté dans ce mémoire. La Figure 3.2 présente une vue générale d'une fissure afin de situer les trois endroits qui ont été analysés par cette technique.

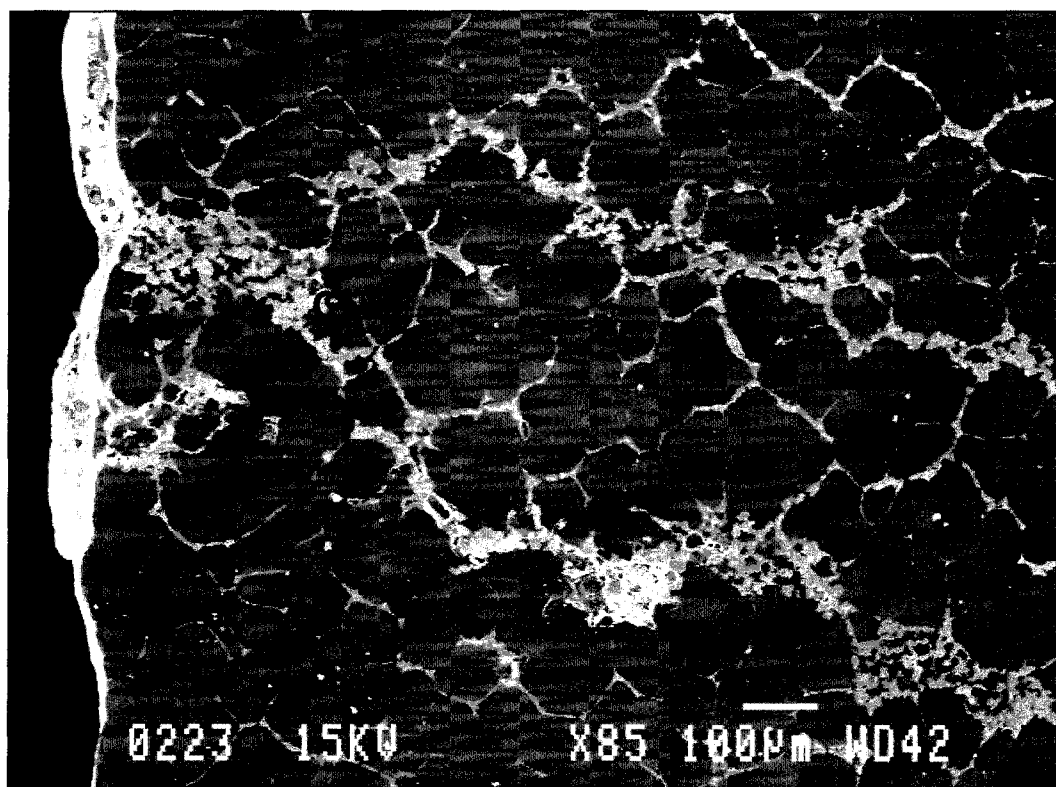


Figure 3.2 Amorçage de la fissure, MEB.

Tel que le montre le spectre exposé à la Figure 3.3, le grain (identifié par la lettre A sur la Figure 3.2) est principalement composé de magnésium avec du zinc et du zirconium en solution. La Figure 3.4 présente le spectre réalisé dans la zone plus claire du grain (lettre B sur la Figure 3.2) dans laquelle la composition en zirconium diminue à 3.32%.

Finalement, la Figure 3.5 présente la composition du liquide interdendritique (lettre C sur la Figure 3.2), dernier liquide à se solidifier. Cette phase présente un pourcentage élevé en éléments d'alliage dont les terres rares.

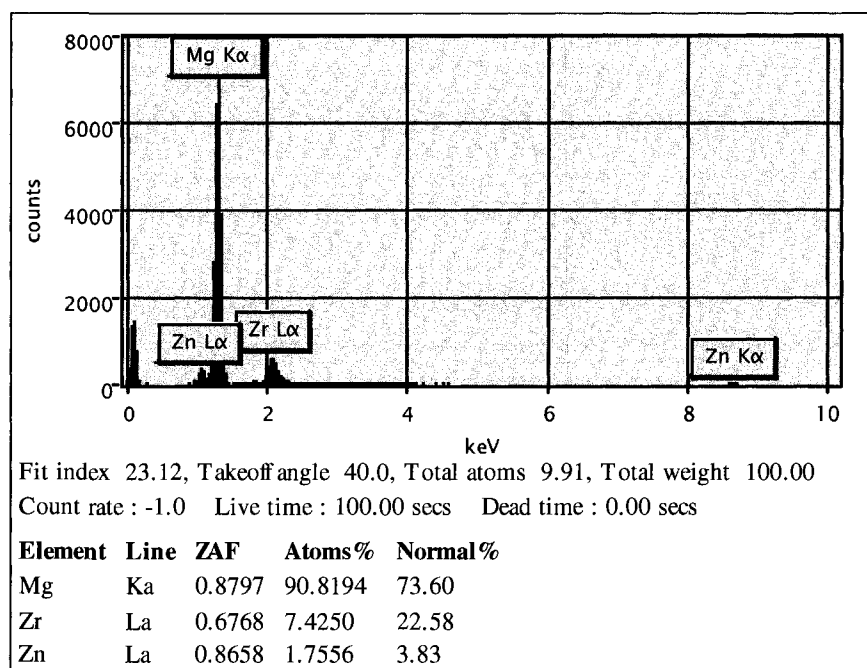


Figure 3.3 Spectre EDX, à l'endroit noté A sur la photographie présentée à la Figure 3.2.

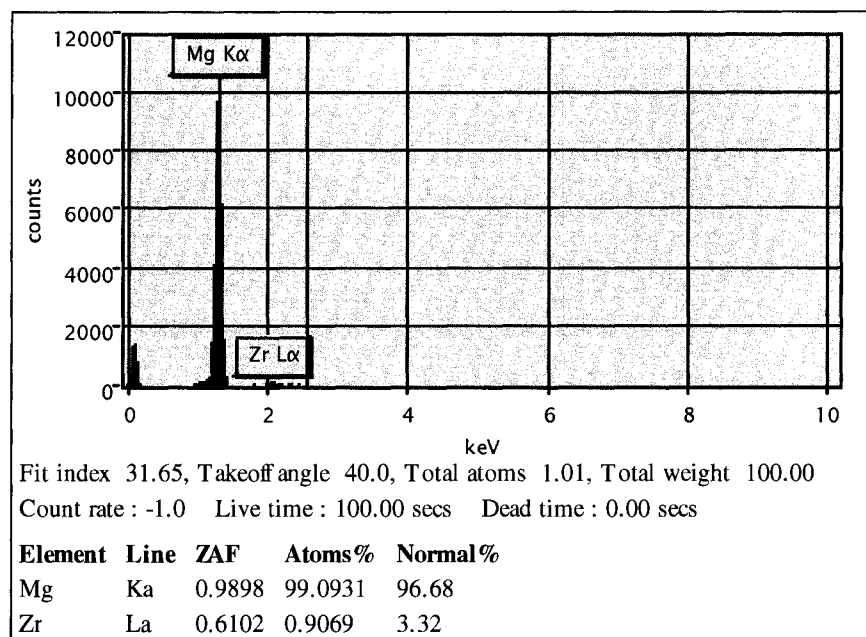


Figure 3.4 Spectre EDX, à l'endroit noté B sur la photographie présentée à la Figure 3.2.

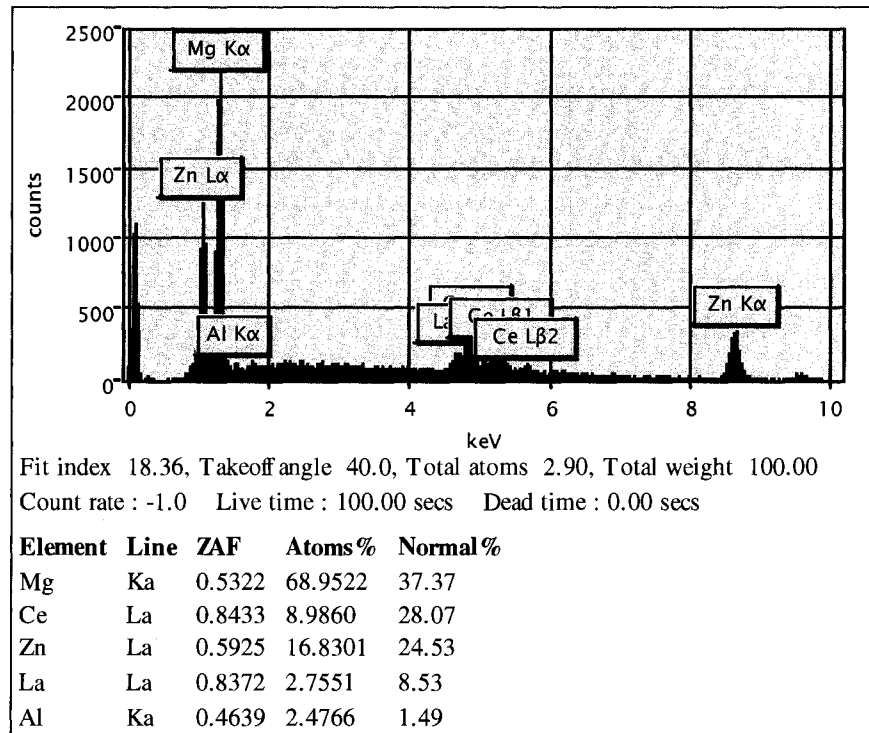


Figure 3.5 Spectre EDX, à l'endroit noté C sur la photographie présentée à la Figure 3.2.

3.1.3 Photographies de la fissure à chaud d'un point de vue microstructural

Avec l'utilisation d'un grossissement adéquat, il est possible de voir, tel que montré aux Figures 3.6 à 3.8, des porosités intergranulaires. Les grains ont une morphologie dendritique. Ces porosités se forment à la fin de la solidification, i.e lors de la contraction du dernier liquide interdendritique.

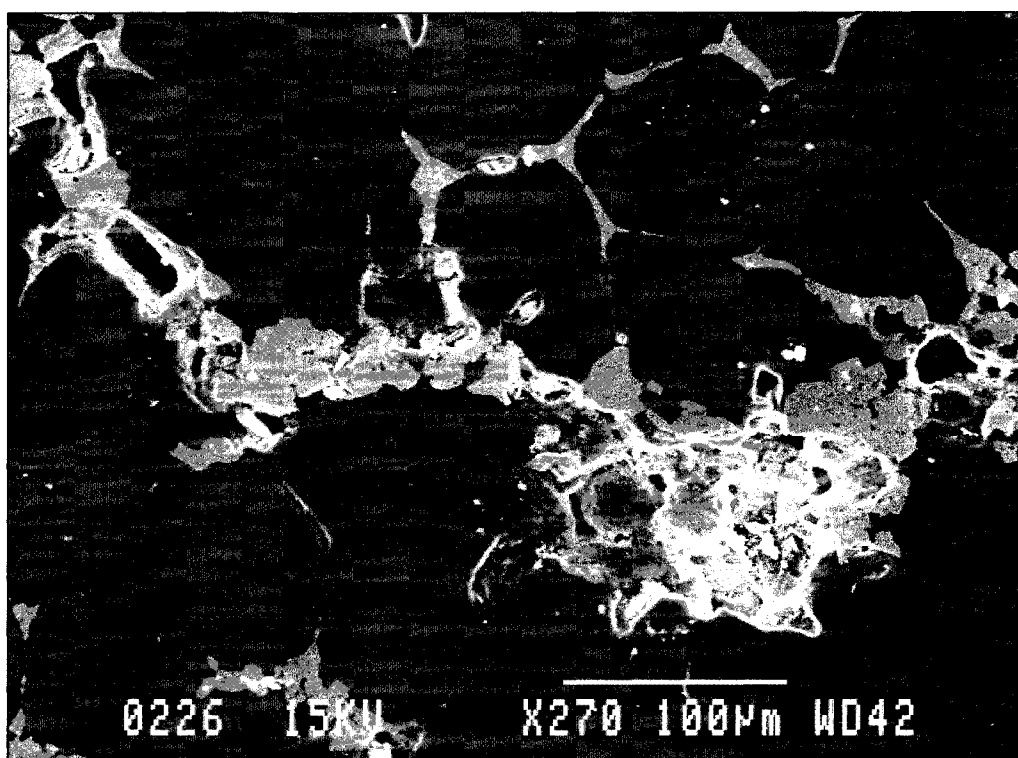


Figure 3.6 Agrandissement d'une section d'une fissure à chaud, variante 1.

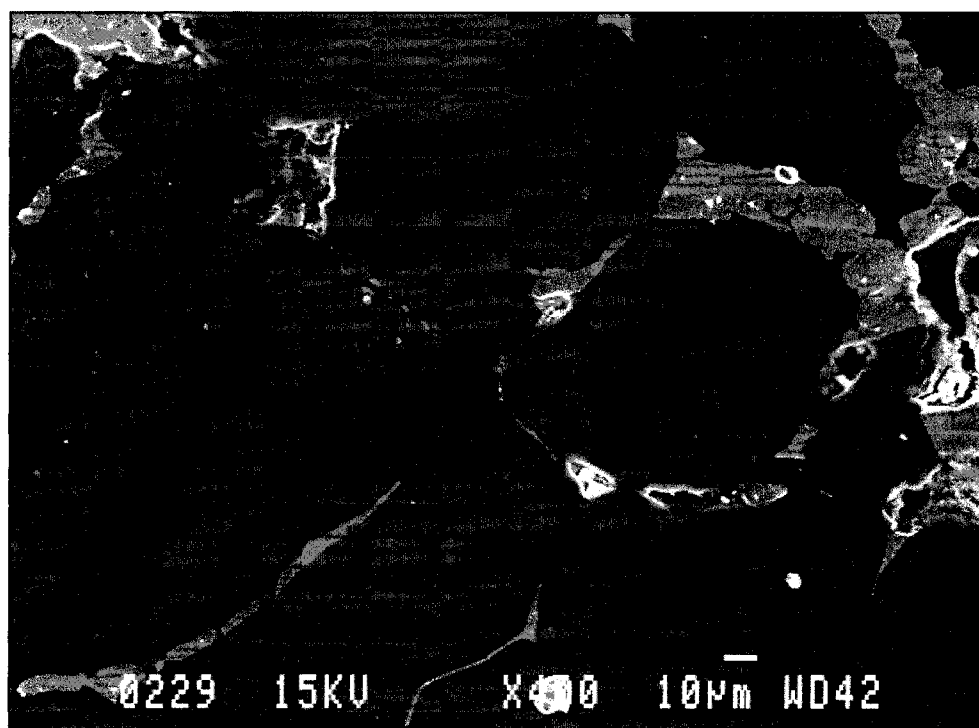


Figure 3.7 Agrandissement d'une section de la fissure à chaud, variante 2.

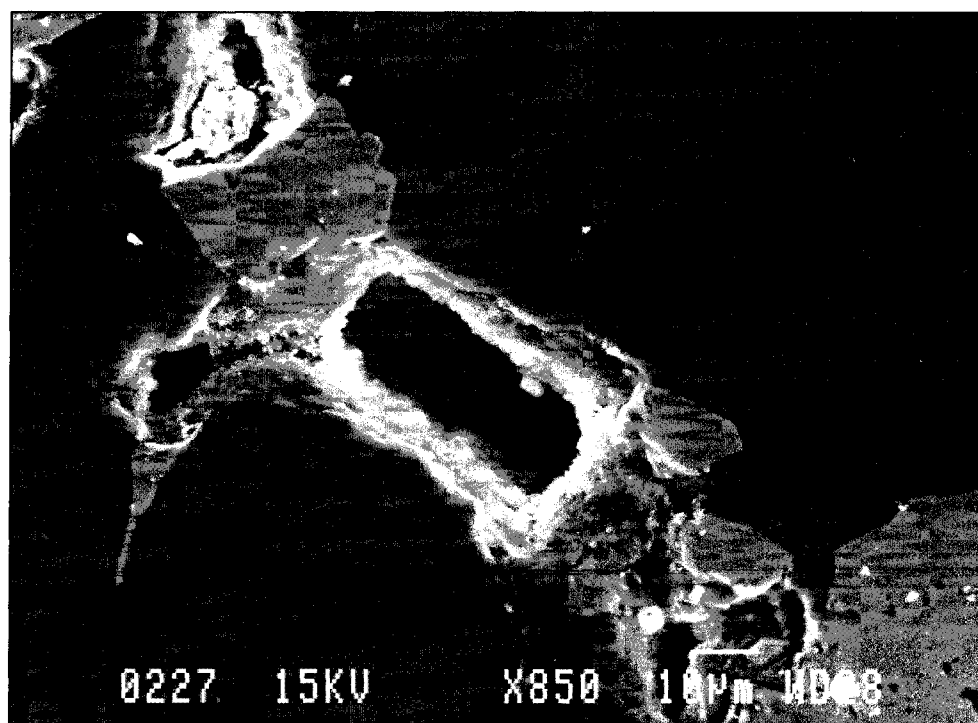


Figure 3.8 Agrandissement d'une section de la fissure à chaud, variante 3.

À plus faible grossissement, la structure dendritique est mise en évidence sur les surfaces de la fracture. Les Figures 3.9 et 3.10 montrent une surface polie par la préparation de l'échantillon. Il est ainsi possible d'observer les parois internes de la fissure. Les dendrites sont clairement visibles.

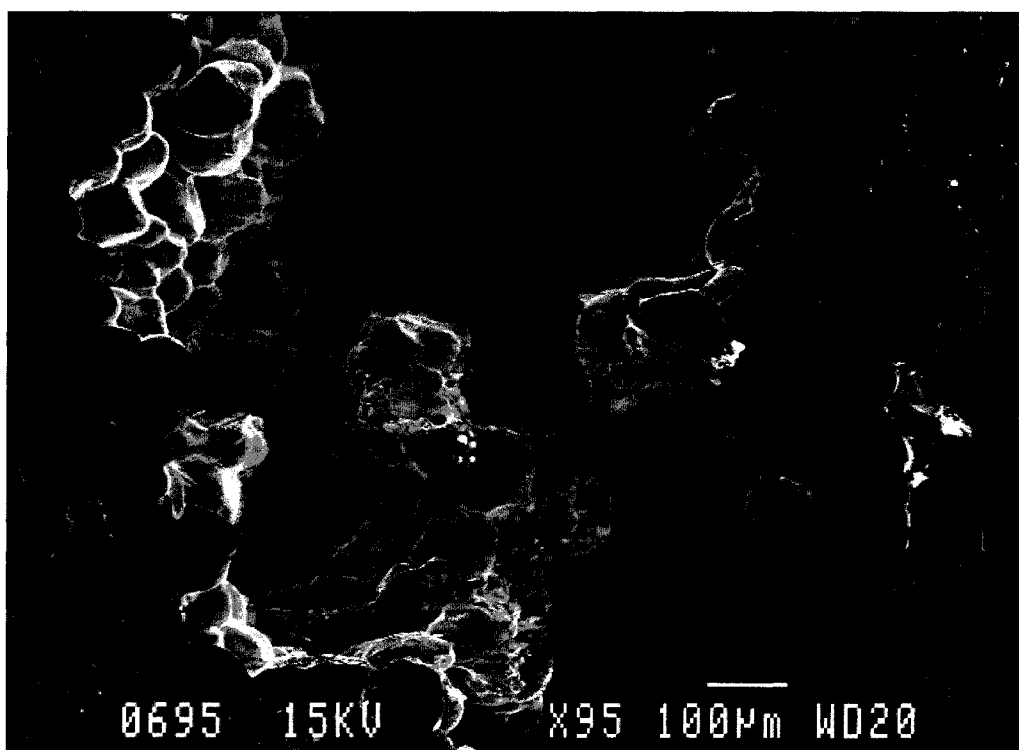


Figure 3.9 Vue en plongée de la fissure.

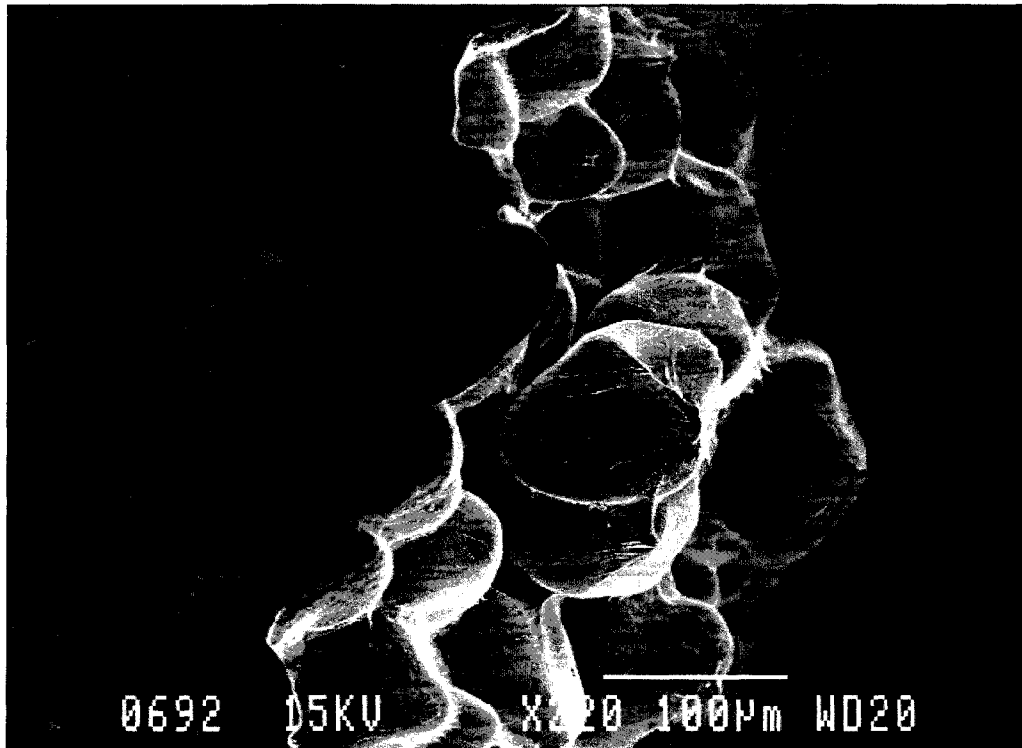


Figure 3.10 Grossissement d'une section de la Figure 3.9.

3.2 Résultats préliminaires : corrélation entre les courbes de solidification expérimentales et celles générées par le logiciel de simulation numérique ProCast

Tout d'abord, on devait valider, d'un point de vue thermique, les résultats de la simulation de remplissage et de solidification de la pièce. Cette étape est préalable à l'étude par simulation des fissures à chaud. Il est ainsi possible de s'assurer que les propriétés du matériau et les paramètres de la simulation sont adéquatement posés. Cette sous-section du chapitre compare les courbes de solidification expérimentales et les résultats générés avec les logiciels de simulation par éléments finis et volumes finis.

Les deux logiciels utilisés dans le cadre de cette étude offrent la possibilité de placer des thermocouples virtuels. Le positionnement des thermocouples doit être prédéterminé avant de procéder aux calculs par MagmaSoft. Les points d'intérêts, pour lesquels les

courbes de solidification seront tracées, sont choisis après les calculs pour les analyses réalisées grâce à ProCast. La section 3.2.1 compare les résultats de coulées expérimentales avec les résultats générés par ProCast. La section 3.2.2 présente ceux générés par MagmaSoft.

L'emplacement et l'identification des huit thermocouples qui ont été fixés au moule dans le but d'enregistrer les profils de température sont illustrés à la Figure 2.11 au chapitre 2.

Les résultats présentés à la Figure 3.11 mettent en évidence l'importante variabilité due à la rapidité et à la qualité des lectures effectuées par les thermocouples fixés au moule. Les trois essais et la simulation montrent un temps similaire pour entrer dans la zone semi-solide qui se situe à environ 50 secondes.

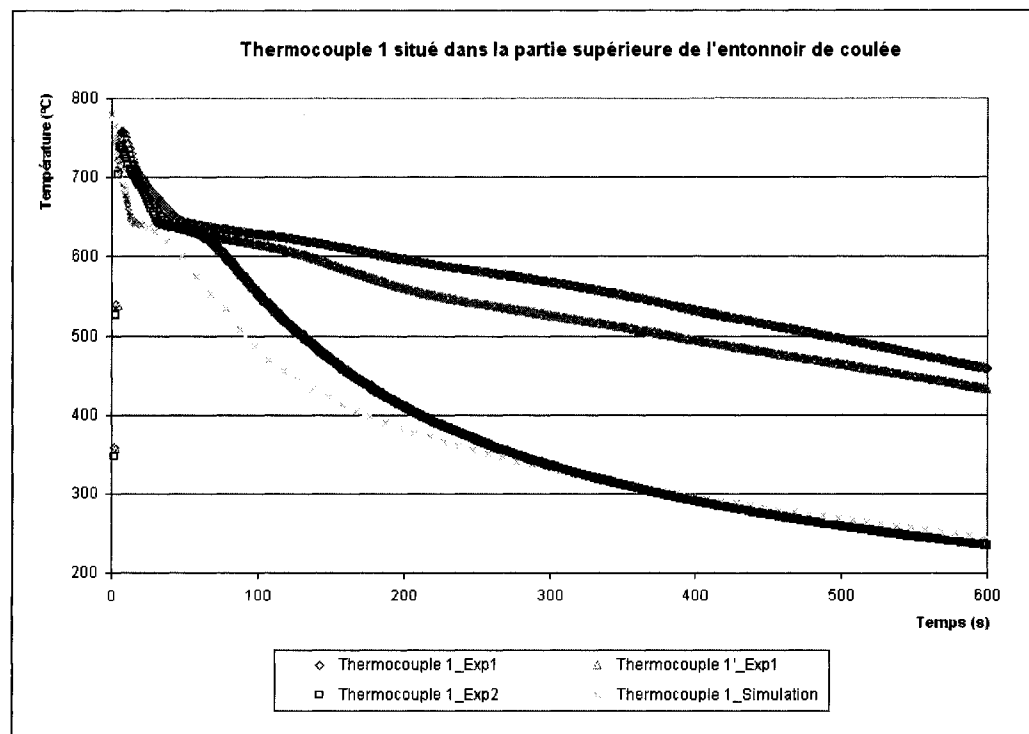


Figure 3.11 Comparaison des courbes de solidification générées par ProCast et des résultats expérimentaux enregistrés par les thermocouples 1 et 1'.

Les résultats sont cohérents pendant la première section de la courbe. Par la suite, une importante différence de température est notée entre les résultats enregistrés lors de la première coulée expérimentale et la seconde. Les plateaux de solidification des courbes présentant les résultats générés par simulation sont deux fois plus courts.

Les résultats des thermocouples 3 et 4 pour les deux coulées expérimentales sont reproductibles (Figure 3.12). La reproductibilité de ces résultats indique le contrôle du procédé de fonderie. Malgré cette reproductibilité, un écart d'environ 100°C est encore présent entre les courbes expérimentales et les résultats provenant de la simulation.

Des graphiques similaires ont été produits pour les thermocouples 5, 6, 2 et 7 (Figures 3.13 et 3.14). À l'exception du résultat obtenu par le thermocouple 5 de la première coulée instrumentée, les courbes de chaque série se superposent. Un écart d'environ 100°C existe de façon constante entre les séries expérimentales et les résultats de simulation.

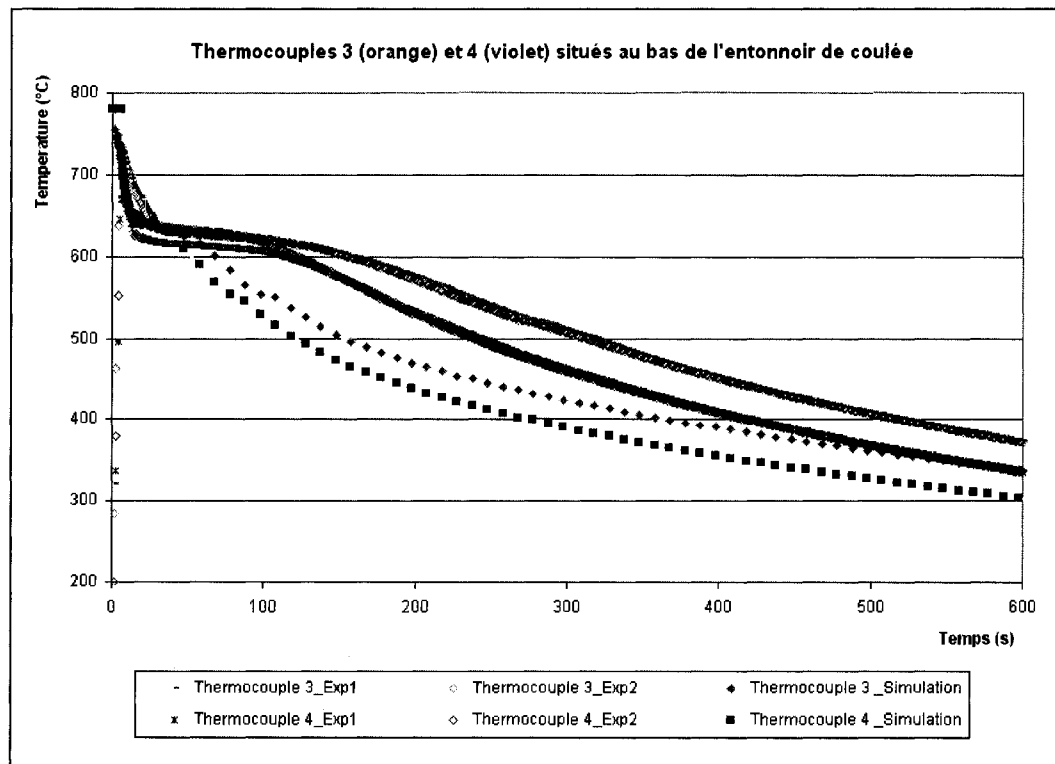


Figure 3.12 Comparaison des courbes de solidification générées par ProCast et des résultats expérimentaux enregistrés par les thermocouples 3 et 4.

Ces paramètres ont été choisis car différentes valeurs ont été répertoriées lors de la revue de la littérature. Ces paramètres ont donc été modifiés, dans un premier temps, à l'intérieur de la gamme de valeurs suggérées par la littérature. Une légère extrapolation a été tentée afin d'évaluer l'impact de cette variation sur le résultat numérique et la sensibilité du modèle.

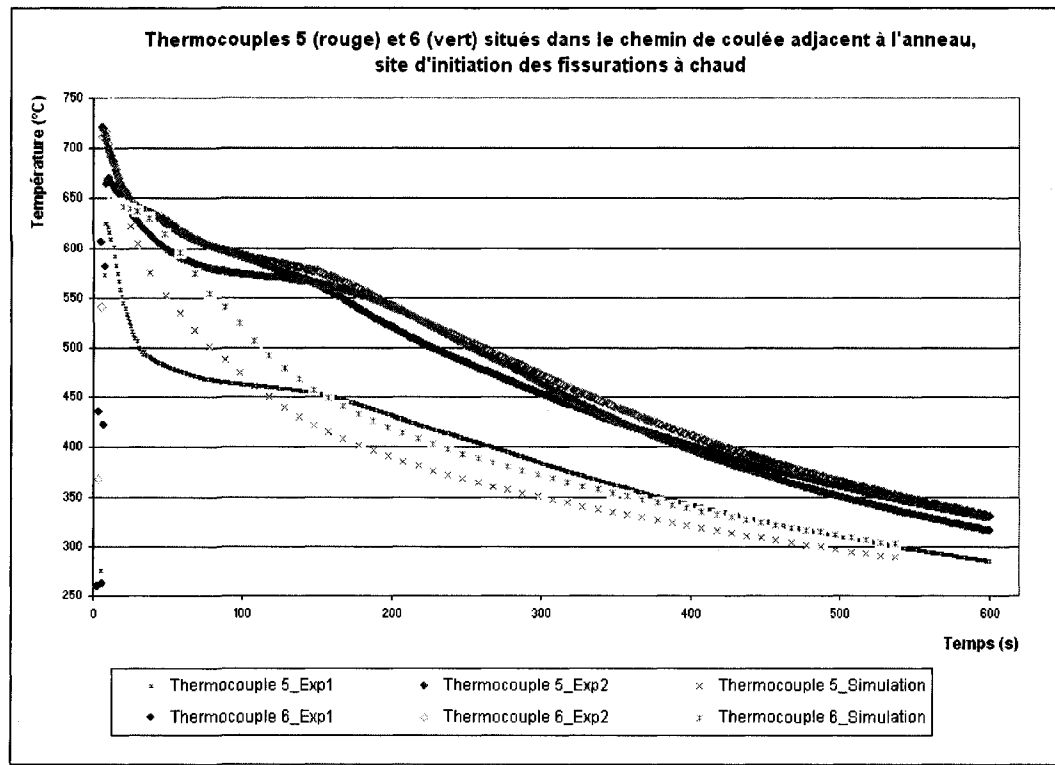


Figure 3.13 Comparaison des courbes de solidification générées par ProCast et des résultats expérimentaux enregistrés par les thermocouples 5 et 6.

La valeur initiale utilisée pour la chaleur latente était de 353.6 kJ/kg. Cette valeur varie de 353.6 à 370 kJ/kg selon les références de la revue de la littérature. Des essais ont réalisés avec ces différentes valeurs de chaleur latente de façon à obtenir une courbe de solidification simulée plus conforme aux données expérimentales enregistrées.

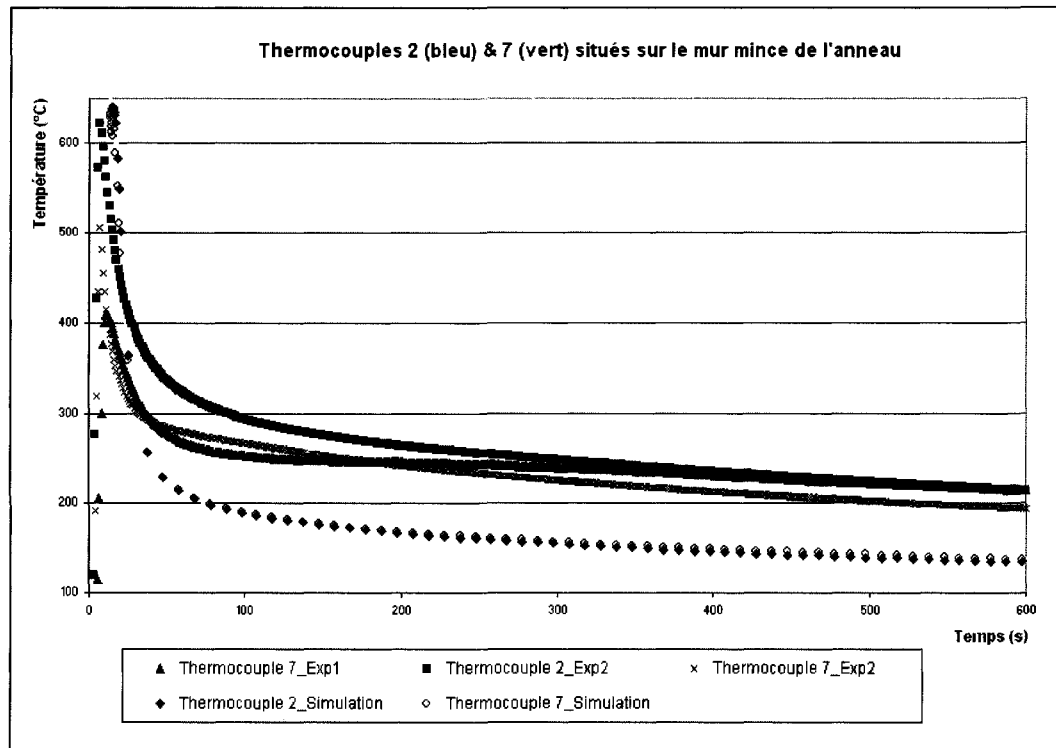


Figure 3.14 Comparaison des courbes de solidification générées par ProCast et des résultats expérimentaux enregistrés par les thermocouples 2 et 7.

Le Tableau 3.1 présente les valeurs de chaleur latente et de coefficient de transfert thermique utilisées pour les huit simulations présentées à la Figure 3.15. La chaleur latente est la quantification de l'enthalpie de changement d'état. Ce paramètre représente donc l'énergie qu'il faut introduire ou extraire du système pour passer d'un état à un autre. Comme les simulations montraient une solidification précoce, la valeur de la chaleur latente a donc été augmentée afin de déplacer le plateau de solidification vers la droite sur la Figure 3.15, c'est-à-dire après une plus longue période suivant la coulée. La taille du plateau de solidification évolue également avec la valeur du paramètre de la chaleur latente. La chaleur latente a également été augmentée à 400 kJ/kg afin de voir l'effet sur le modèle. Cette valeur était, tel qu'attendu, trop élevée. Le changement de phase était trop lent et ne permettait pas la représentation adéquate de la vitesse à laquelle se produit la solidification.

Tableau 3.1 Modification des paramètres : chaleur latente et coefficient de transfert thermique dans les simulations numériques.

Simulation	Chaleur latente	Coefficient de transfert thermique
	kJ/kg	W/m²K
1	353.6	336
2	363.6	336
3	393.6	336
4	393.6	356
5	400	436
6	400	476
7	400	486
8	400	500

Le coefficient de transfert thermique a également été modifié. La valeur initiale suggérée par les ingénieurs de développement du logiciel ProCast était de 336 W/m²K. Selon le graphique présenté à la Figure 3.15, cette valeur est sous-estimée. La pente de la courbe est en effet trop importante dans les premières simulations. Le coefficient de transfert thermique n'est pas, comme la chaleur latente, une propriété du matériau. Cette valeur évolue en fonction de plusieurs paramètres du système. Cette valeur a donc été modifiée progressivement afin de minimiser l'écart entre les courbes expérimentales et les courbes simulées.

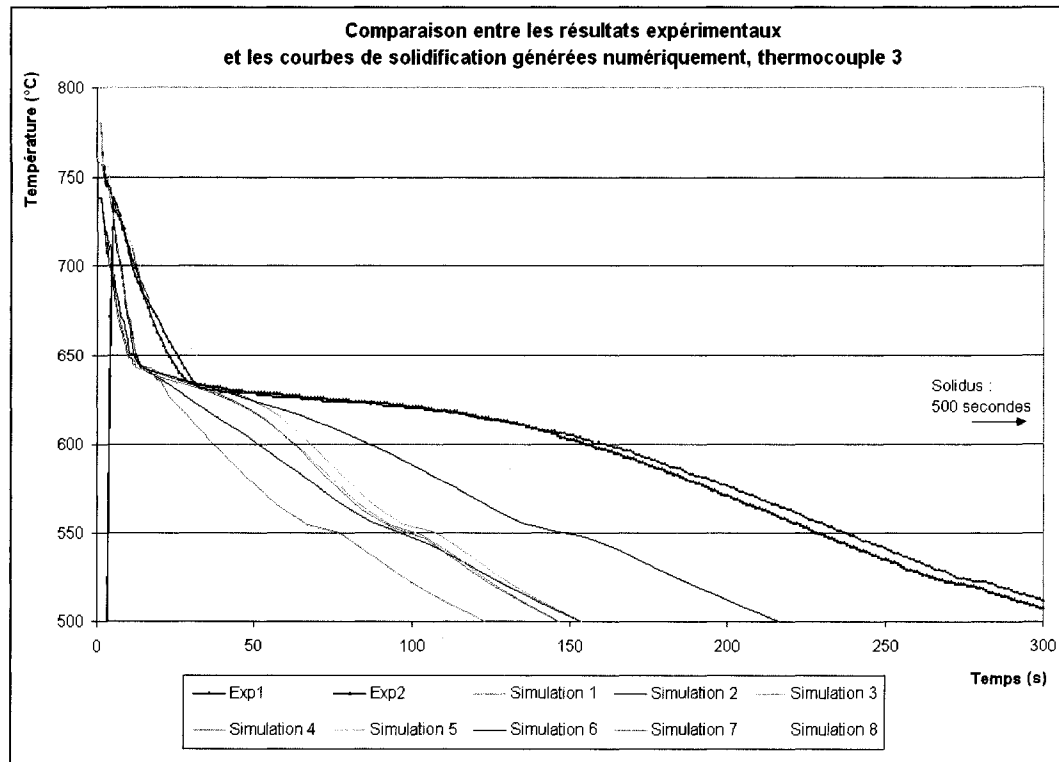


Figure 3.15 Étude de l'influence de la chaleur latente et du coefficient de transfert thermique sur les résultats numériques : comparaison entre les courbes de solidification générées à partir de huit simulations et des résultats expérimentaux enregistrés par le thermocouple 3.

La courbe permet de confirmer que la valeur de la chaleur latente modifiée et le coefficient de transfert thermique représentent plus adéquatement la réalité. Les valeurs ont donc été très peu altérées pour la dernière simulation. On observe que la première section de la courbe est très bien simulée mais que, par la suite le refroidissement devient trop lent. En effet, le solidus se trouve à 500 secondes après la coulée. Cet exercice permet d'évaluer la sensibilité du modèle par rapport aux propriétés de l'alliage (chaleur latente) et aux paramètres de simulation posés (coefficient de transfert thermique).

D'autres paramètres de coulée comme la conductivité thermique de l'alliage et du sable peuvent également entraîner des écarts entre les résultats expérimentaux et les résultats numériques.

3.3 Prédiction de la localisation et de la sévérité des fissures à chaud

Dans cette section du chapitre présentant les résultats, nous verrons dans un premier temps les résultats relatifs à la première pièce expérimentale pour laquelle les coulées ont été réalisées à la fonderie Haley Industries. Les résultats des coulées pour la seconde pièce expérimentale, réalisée chez Mitchell Aerospace, seront ensuite présentés.

La simulation numérique du remplissage du moule est illustrée à la Figure 3.16. Sur les trois illustrations du haut, on montre le remplissage progressif du tube à partir du canal d'alimentation au bas de la cavité. Après le remplissage du moule, la solidification se progresse dans toute la pièce pour se terminer dans la masselotte qui possède une masse thermique plus importante. Au bas de la Figure 3.16, on montre par les isothermes qu'une région du tube est à l'état semi-solide (en vert) alors que le reste du tube qui l'entoure est entièrement solidifié. C'est dans cette zone semi-solide, adjacente à la masselotte, que se situe le plus grand risque de fissuration à chaud.

Tel qu'il a été mentionné dans le chapitre traitant de la méthodologie employée lors de ce projet, les essais expérimentaux prévus n'ont pas tous été complétés. Les résultats n'ont donc pas été analysés avec la rigueur statistique qu'aurait permis l'approche structurée par une matrice d'essais composée à partir d'un plan expérimental.

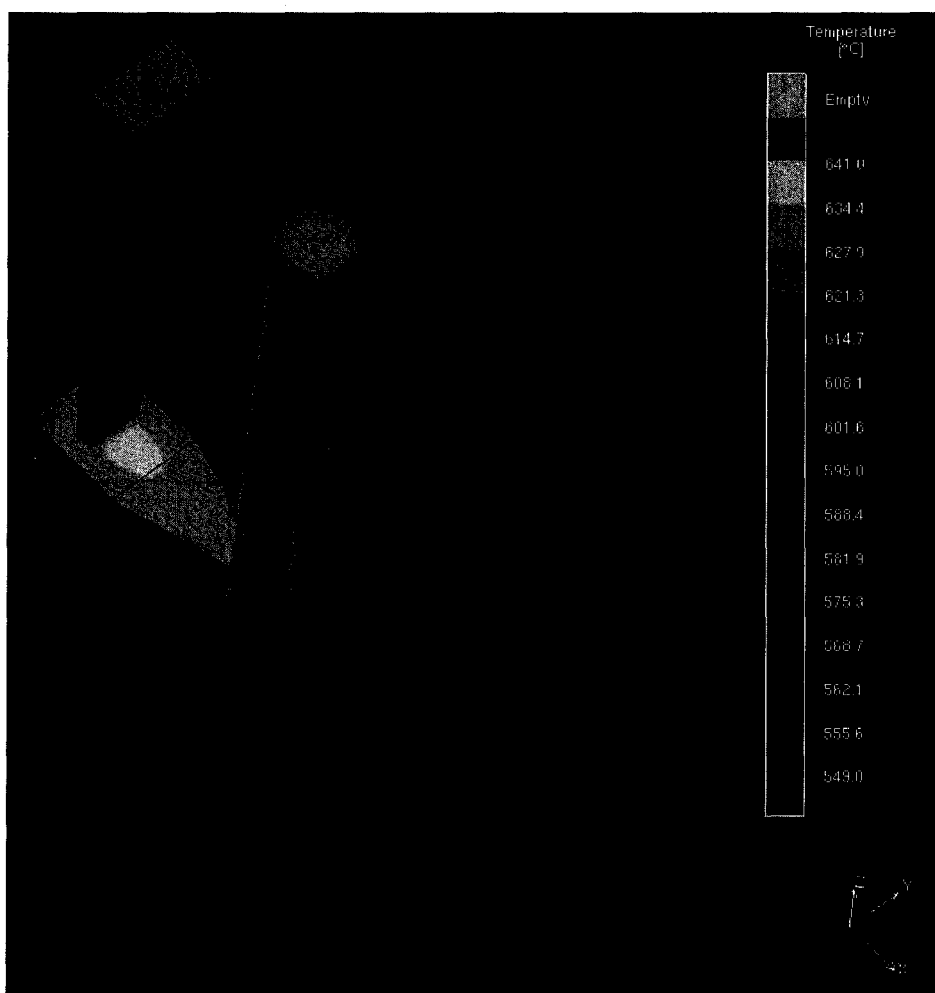
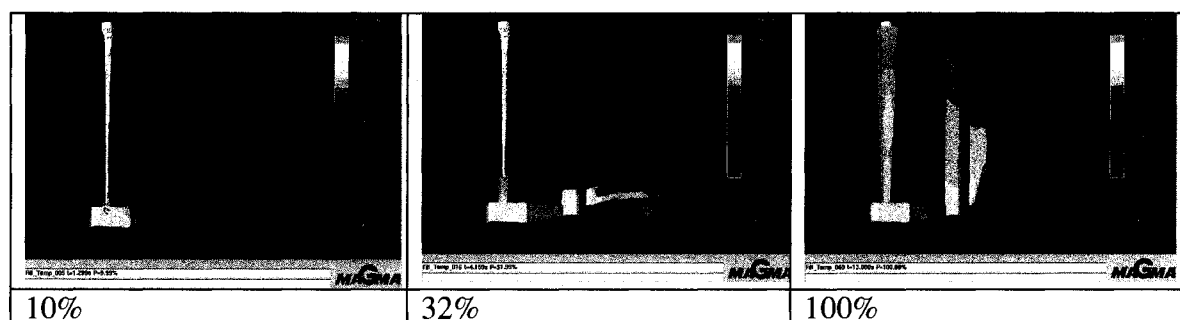


Figure 3.16 Séquence de remplissage de la cavité de la première pièce expérimentale. Au bas, on note la présence de la zone à l'état semi-solide entourée de l'alliage complètement solidifié.

3.3.1 Essais réalisés en fonderie

À l'origine du projet, cinq facteurs devaient influencer la sévérité des criques à chaud induites à la pièce lors de la solidification. Les coulées avec l'alliage EZ33 n'ont pas pu être effectuées. L'effet de la concentration en zinc de l'alliage n'a ainsi pas pu être évalué. De plus, la préchauffe du moule a rarement atteint la valeur ciblée de 80°C. La préchauffe du moule se situait approximativement entre 65 et 70°C. Bien que cette valeur soit faible relativement à la température de coulée, l'analyse a tout de même été complétée afin de vérifier si cette modification aux paramètres de coulée produisait une différence significative d'un point de vue thermique. Des cinq facteurs initiaux fixés en fonction de la revue de littérature, seulement trois d'entre eux ont pu être mis en application lors des essais tels que prévus selon le plan d'expériences. La matrice d'essais initiale, présentée par le Tableau 2.2 dans le chapitre sur les méthodes expérimentales, a été modifiée. Le Tableau 3.2 présente les 12 essais réalisés qui seront analysés dans cette section.

Parmi les résultats générés par ProCast, deux valeurs devaient être prises en considération : les valeurs adimensionnelles de l'indice de fissuration à chaud générées par le logiciel et la taille de la région affectée par cette valeur.

Il est intéressant de noter la dispersion importante parmi les durées de coulée. Le temps moyen de coulée pour ces douze essais est de 5.4 secondes avec un écart-type de 1.0 seconde. L'analyse des résultats permet de conclure que cette dispersion n'est pas due à l'opérateur qui dirigeait l'opération de coulée : en effet les quatre premiers résultats présentés dans le Tableau 3.2 ont une moyenne et un écart-type de 5.8 ± 1.7 secondes.

Ces quatre essais ont été réalisés à quelque secondes d'intervalle, à partir du même creuset, manipulé par le même opérateur. La moyenne du poids des pièces est de 12.4

livres avec un écart-type de 0.9 livres. La Figure 3.17 présente un histogramme permettant de vérifier la présence d'une relation entre ces deux paramètres de coulée.

Tableau 3.2 Matrice des essais complétés à la fonderie Haley Industries.

Alliage	Type de sable du noyau	Épaisseur du mur (po)	Identification de la coulée	Durée de la coulée (s)	Poids de la pièce (lbs)
ZE41A 0.56% Zr	Zircone	0.15	2	4.1	12
	Silice	0.25	2	7.8	14
	Zircone	0.25	2	6.5	13
	Silice	0.15	2	4.9	11
ZE41A 0.83% Zr	Silice	0.25	1, 3	5.6, 4.4	13, 13
	Zircone	0.15	1, 3	5.4, 4.7	12, 11.5
	Silice	0.15	1 (2 fois), 3	4.5, 5.8, 5.3	12, 13, 11.5
	Zircone	0.25	3	5.8	12.5

Aucune relation n'est mise en évidence par l'histogramme présenté à la Figure 3.17. Bien que l'échantillon étudié soit restreint, il semble que d'autres phénomènes soient mis en cause lors de la coulée de l'alliage dans le moule et influencent le temps de remplissage. Selon les observations en fonderie qui ont été faites, il est possible d'émettre des hypothèses sur les causes du temps de coulée variable. La première

hypothèse est que la carbonisation des parois interne du moule ne soit pas effectuée de façon uniforme et ne soit pas identique d'un moule à l'autre. Cette différence pourrait entraîner une modification de fluidité de l'alliage et modifier le temps de remplissage du moule. Une autre hypothèse est que la purge ne soit pas homogène dans les moules et ainsi modifie la pression interne d'un moule à l'autre, ce qui occasionnerait ces différences entre les temps de remplissage. Finalement, étant donné que quatre coulées ont été effectuées les unes à la suite des autres pour chacune des séries, les légères variations de température et de composition de l'alliage ont peut-être influencé la fluidité de l'alliage et entraîné ces différences. Aucune conclusion n'a été formulée dans le cadre de ce projet étant donné la taille restreinte de l'échantillon. Il serait intéressant de poursuivre cette étude afin de vérifier ces hypothèses en utilisant un bassin de données plus important, dont des résultats de production.

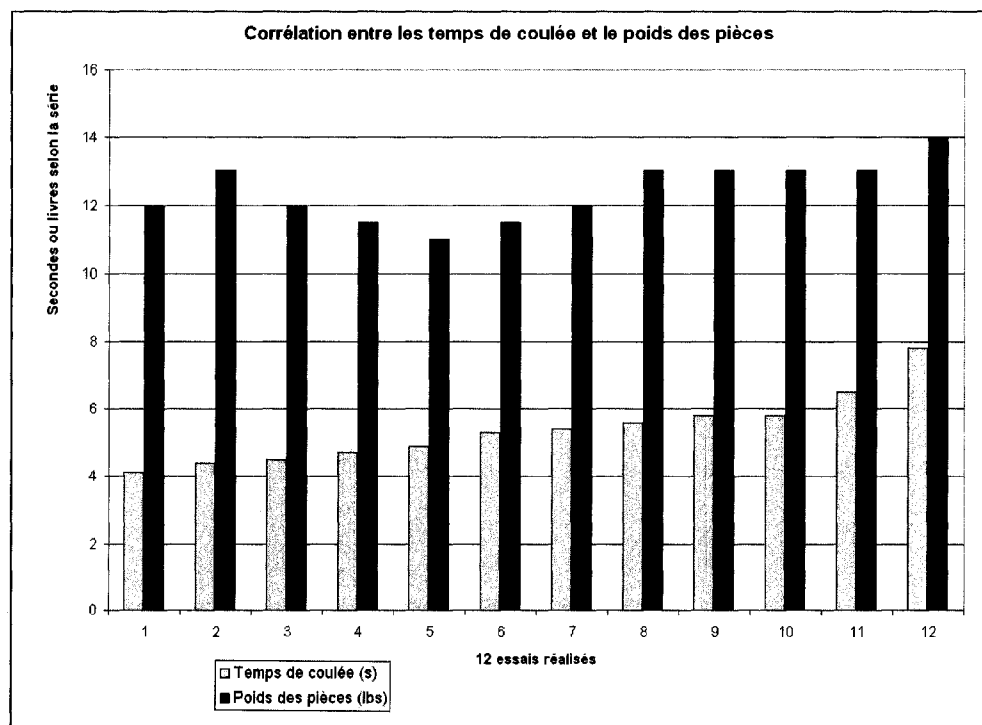


Figure 3.17 Histogramme présentant les temps de coulée en ordre de croissant et les poids des pièces associées.

3.3.2 Essais présentant des fissures à chaud multiples

Selon les résultats de coulée obtenus, certains défauts étaient plus complexes à caractériser dû à la géométrie de la déchirure à chaud. En effet, certaines pièces présentent des déchirures multiples et deux pièces coulées se sont solidifiées de façon précoce, générant des malvenues. La Figure 3.18 montre ces deux pièces. Elles ont été coulées avec le même alliage : ZE41A. On peut faire l'hypothèse que la température de coulée était en-deçà de la valeur ciblée. Ces coulées n'étaient cependant pas instrumentées. Les résultats ont été utilisés dans le cadre des analyses subséquentes. Il est toutefois important de considérer ces défauts de remplissage lors de la comparaison entre les pièces.

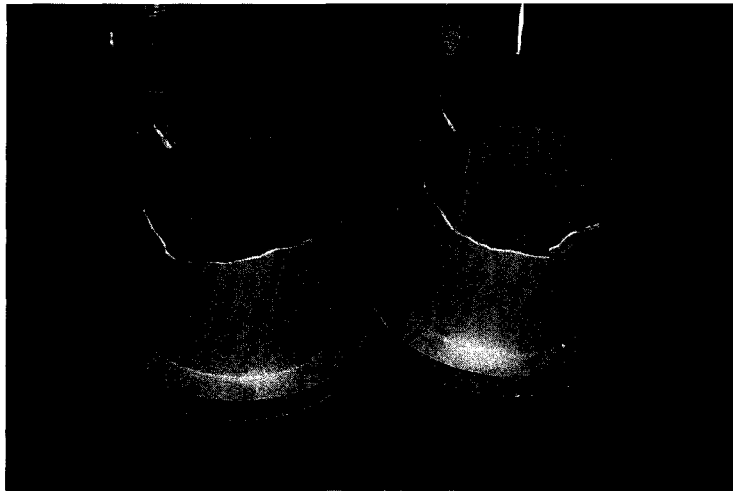


Figure 3.18 Deux pièces présentant des malvenues, un défaut de remplissage.

3.3.3 Effet de la préchauffe du moule

Il n'a pas été possible d'atteindre la valeur ciblée pour la préchauffe du moule en raison des limitations imposées par l'équipement disponible. De plus, cette préchauffe n'a pas été réalisée de façon systématique pour tous les essais étant donné le peu de mobilité des moules assemblés dans la chambre de coulée et sur la ligne de production. Une analyse

comparative a été faite avec ProCast afin d'évaluer si la préchauffe a un impact significatif sur l'indice de fissuration à chaud et si les résultats réalisés avec et sans préchauffe du moule pouvaient être analysés sans distinction.

Quatre simulations ont été réalisées pour analyser l'effet de la préchauffe sur la fissuration à chaud. Le Tableau 3.3 présente les conditions simulées. Pour faciliter la présentation des résultats, l'identification des essais est propre à chaque analyse, donc à chaque sous-section de ce chapitre.

Tableau 3.3 Description des quatre essais réalisés pour étudier l'impact de la préchauffe du moule sur la sévérité de la fissuration à chaud.

Coulée	Type de sable du noyau	Épaisseur du mur	Préchauffe du moule	Identification de la pièce
ZE41A 0.83% Zr	Silice	0.15 po.	Avec préchauffe	1
		0.15 po.	Sans préchauffe	2
		0.25 po.	Avec préchauffe	3
		0.25 po.	Sans préchauffe	4

La Figure 3.19 montre deux images des fissures à chaud générées sur les pièces expérimentales correspondant aux conditions des essais 1 et 2 définis dans le Tableau 3.3.

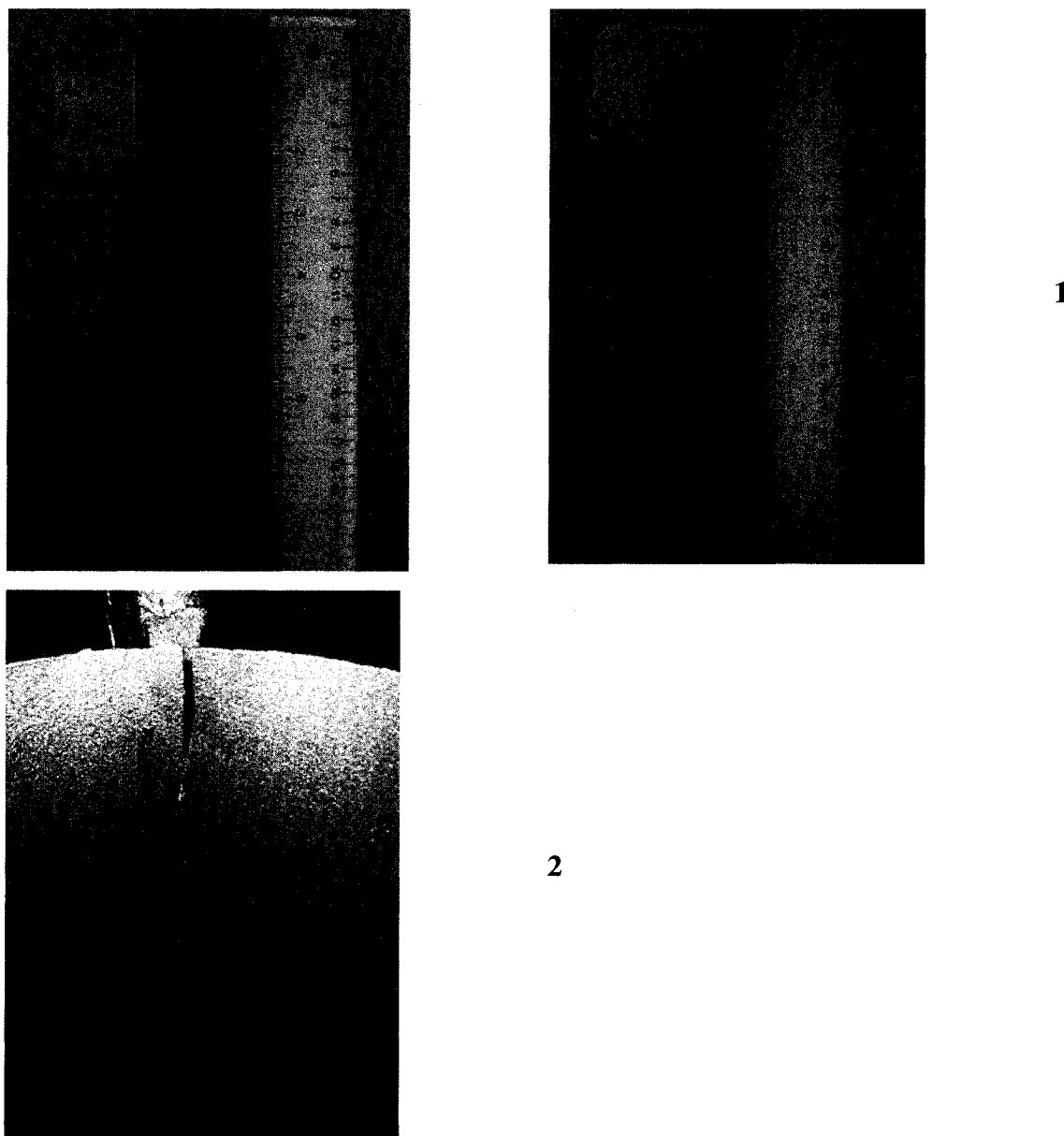


Figure 3.19 Résultats expérimentaux : ZE41A, noyau de silice, mur mince de 0.15 " (3.81mm) avec (1) et sans (2) préchauffe du moule. Deux essais ont été réalisés avec la préchauffe.

Les résultats expérimentaux des essais réalisés avec une pièce ayant un mur épais sont présentés à la Figure 3.20.

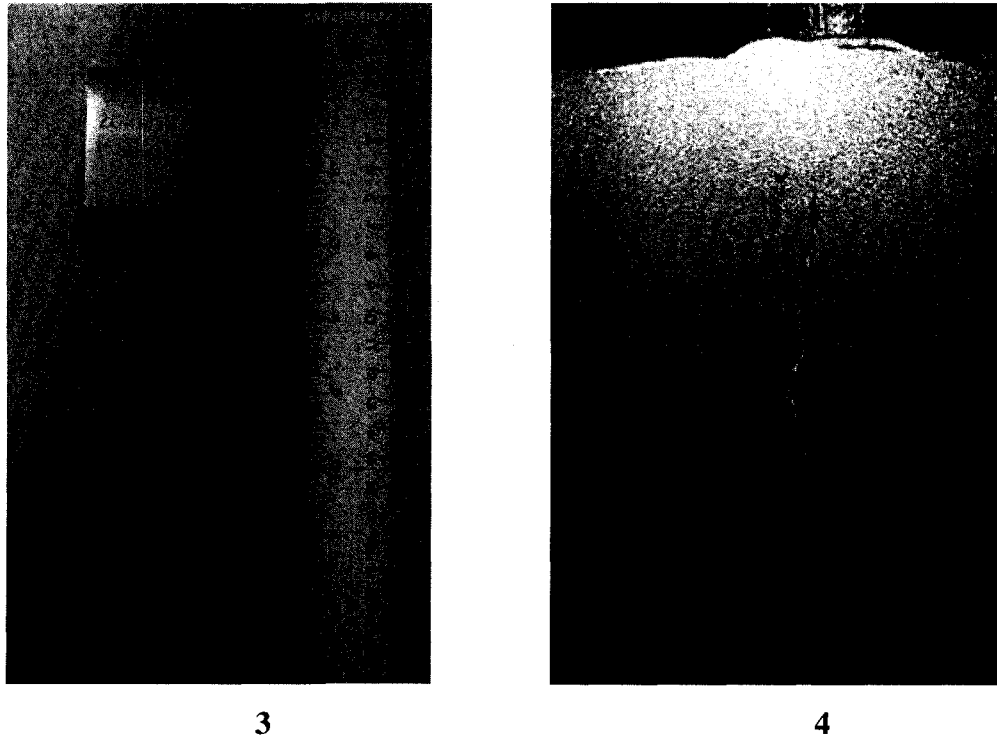


Figure 3.20 Résultats expérimentaux : ZE41A, noyau de silice, mur épais de 0.25 " (6.35 mm) avec (3) et sans (4) préchauffe du moule.

Les résultats expérimentaux montrent, dans le cas des essais réalisés avec des murs minces, un élargissement de la fissuration à chaud lorsqu'il n'y a pas de préchauffe du moule. Ce résultat n'est cependant pas validé à la Figure 3.20 avec la pièce pour laquelle le mur est plus épais.

Il est intéressant de remarquer sur les photographies présentées aux Figures 3.19 et 3.20 la différence importante entre le fini de surface des pièces. Les pièces 1 et 3 ont été réalisées lors d'une même coulée. Les pièces 2 et 4 lors d'une autre coulée. Des hypothèses peuvent être formulées pour expliquer l'importante oxydation dans la partie inférieure des pièces : une purge de la cavité du moule moins complète, un sable plus humide ou un revêtement de carbone moins uniforme et moins dense. La qualité de la purge est vérifiée par la lecture du point de rosée. Cette vérification permet

d'uniformiser le procédé de purge et de détecter un mauvais scellage du moule. L'humidité présente dans le sable du moule est également contrôlée et la préchauffe du moule devrait la réduire. Il est donc surprenant d'observer une surface oxydée pour les pièces coulées dans les moules préchauffés. Finalement la qualité et l'intégrité du revêtement de carbone peuvent avoir été influencées par une préchauffe trop importante. Ce revêtement peut se dégrader avec une longue exposition à une chaude atmosphère. Cette hypothèse permet d'expliquer les résultats observés mais n'a pas pu être validée par des essais complémentaires.

Les résultats numériques pour les quatre conditions simulées sont présentés aux Figures 3.21 et 3.22. Les résultats sont présentés avec des vues de plan selon les trois coupes effectuées. Les quatre résultats sont présentés avec une échelle fixe ayant pour valeur maximale 0.01. Ces résultats montrent qu'avec la préchauffe du moule, on observe une sensibilité plus importante à la fissuration à chaud de façon globale. Cependant, au bas de l'anneau, où la pièce présente un élargissement, l'effet contraire est observé. L'effet est cependant moins important à 1 " du bas que dans la section supérieure.

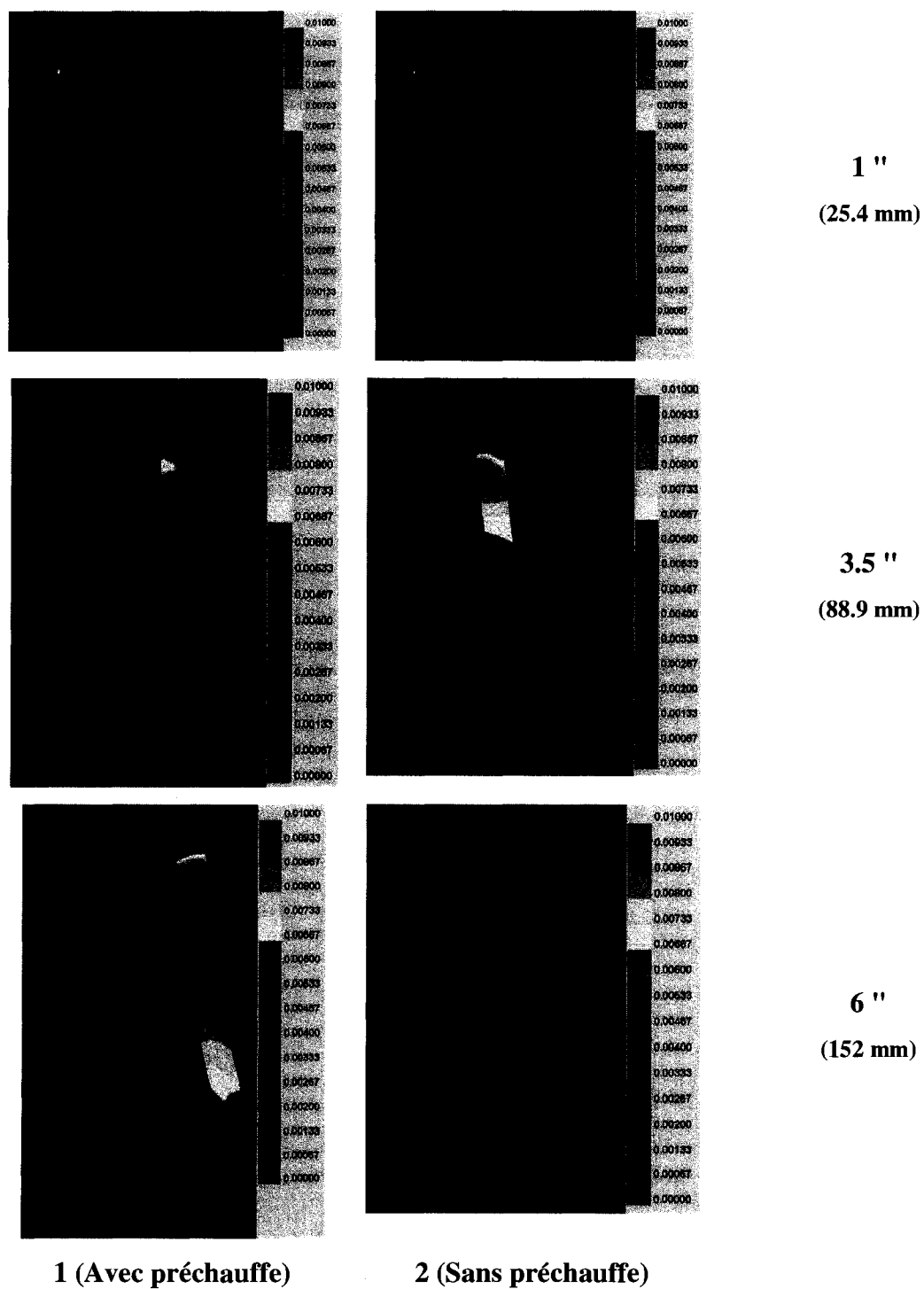


Figure 3.21 Indices de fissuration à chaud générés par ProCast pour les essais 1 et 2 de la section portant sur l'étude de l'effet de la préchauffe du moule.

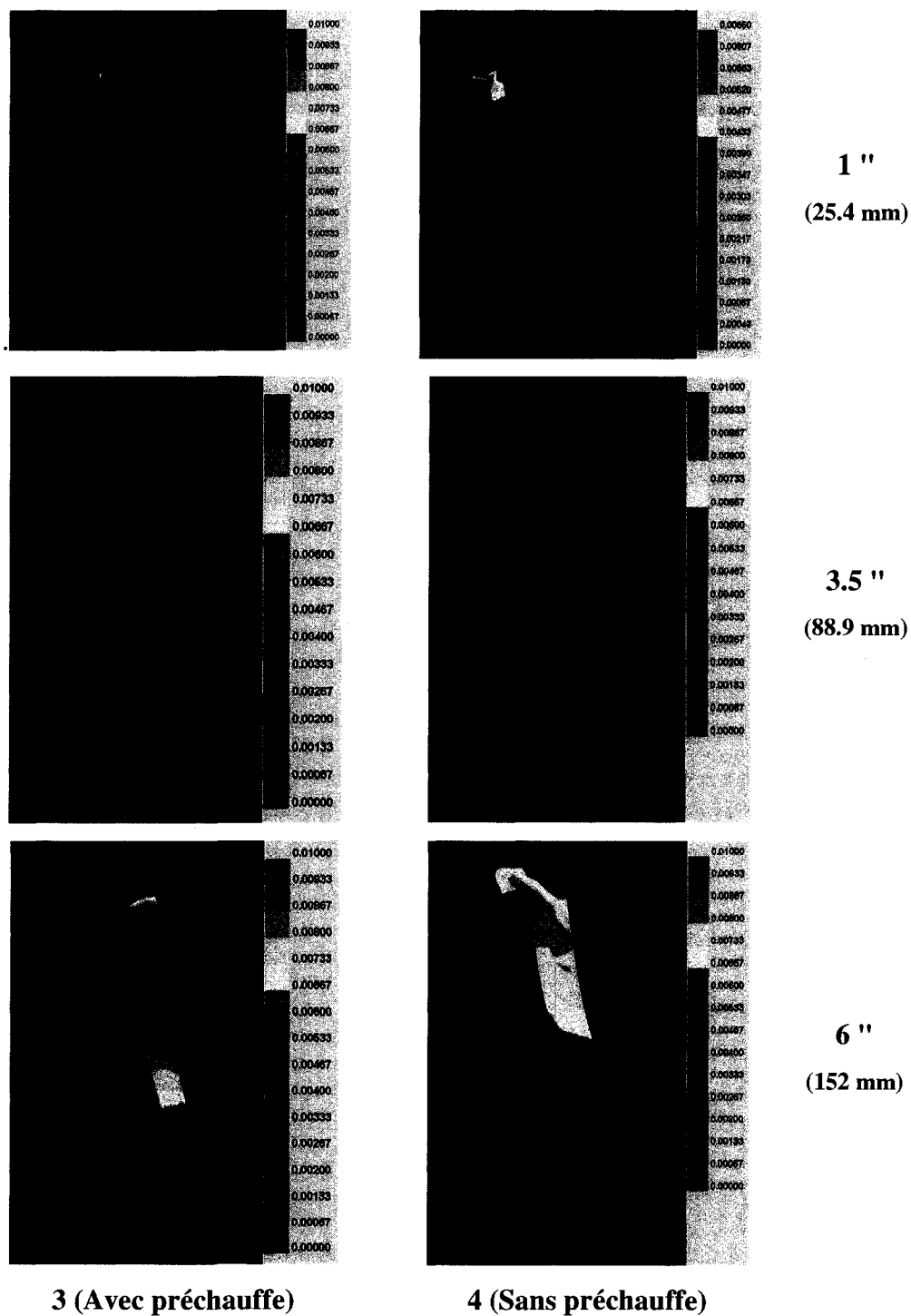


Figure 3.22 Indices de fissuration à chaud générés par ProCast pour les essais 3 et 4 de la section portant sur l'étude de l'effet de la préchauffe du moule.

Ce résultat est contraire au résultat expérimental attendu et observé. En effet, selon la revue de littérature, une préchauffe du moule diminue le gradient thermique et permet une solidification plus uniforme de la pièce. Cependant, une préchauffe du moule ralentit le processus de solidification et augmente le temps pour lequel la zone sensible à la fissuration demeure dans un état de vulnérabilité semi-solide. Ce facteur prime au niveau de la simulation et explique le résultat calculé.

Selon cette analyse, la préchauffe du moule a un impact important sur les résultats expérimentaux et numériques et doit être considérée dans les analyses subséquentes.

3.3.4 Effet du pourcentage de zirconium

Le pourcentage de zirconium a été modifié lors de l'étude. L'alliage ZE41A comporte 0.83% de zirconium. Cette valeur a été diminuée à 0.56% pour la seconde coulée. Le Tableau 3.4 présente les essais réalisés en fonderie pour évaluer l'impact de la teneur en zirconium sur la sévérité de la fissuration à chaud.

Tableau 3.4 Description des quatre essais réalisés pour l'étude de l'impact du pourcentage en zirconium de l'alliage de magnésium.

Coulée	Type de sable du noyau	Épaisseur du mur (po)	Identification de la pièce
ZE41A 0.83% Zr	Silice	0.15	1
		0.25	2
ZE41A 0.56% Zr		0.15	3
		0.25	4

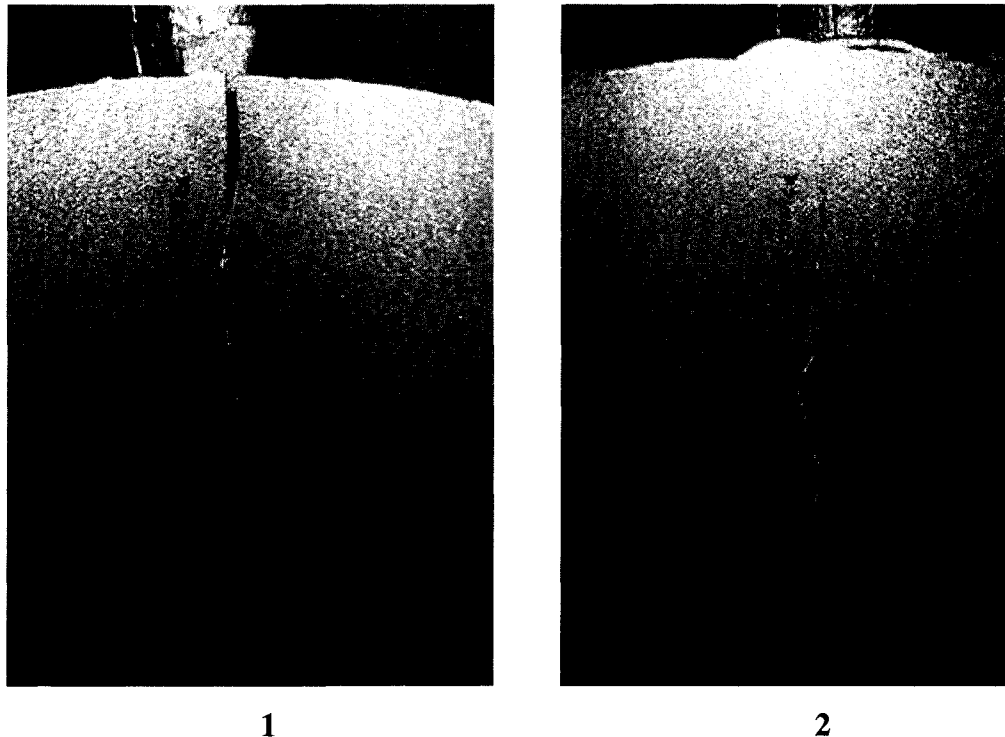


Figure 3.23 Résultats expérimentaux : ZE41A, 0.83%Zr, noyau de silice, mur de 0.15 " (1) et mur de 0.25 " (2), sans préchauffe du moule.

Les images de la Figure 3.23 ont déjà été présentées dans la section 3.3.3. La pièce expérimentale 3, à la Figure 3.24, présente une malvenue située dans l'anneau. Ce défaut de remplissage, situé loin de la zone d'attaque, est couplé avec un défaut de solidification : une fissure à chaud. La malvenue était présente au moment de la formation de la fissure à chaud. La solidification de la paroi mince de cette pièce se produit, selon les résultats présentés à la Figure 3.14 de la section 3.2.1, en moins de 10 secondes. Le plateau de solidification est difficilement distinguable sur ce graphique, mais la température a atteint une valeur inférieure au solidus en ce laps de temps. Il a été noté dans les notes d'observation des coulées que le remplissage du moule expérimental se produit en moyenne en 5.4 secondes. Ces deux défauts de fonderie ont donc été créés dans un intervalle de temps très court.

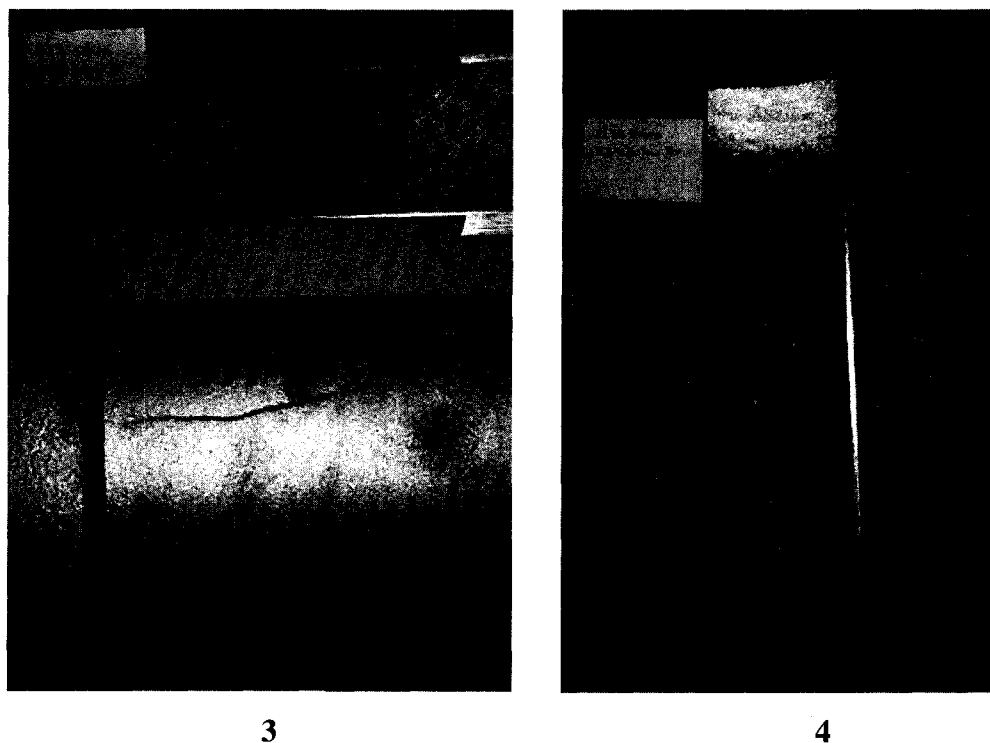


Figure 3.24 Résultats expérimentaux : ZE41A modifié, 0.56%Zr, noyau de silice, mur de 0.15 " (3) et mur de 0.25 " (4), sans préchauffe du moule.

Sur l'image de la pièce no.3, on distingue une autre fissure à chaud ouverte dans le mur mince située également à l'opposé de la zone d'attaque. La zone d'attaque, située dans le haut de la photographie présentée à la Figure 3.24, présente une petite fissure à chaud. La sévérité de la fissure à chaud de la pièce expérimentale no.4 est moins marquée. Le Tableau 3.5 présente le résultat de l'étude de ces fissures tel que présenté dans le chapitre présentant la méthodologie utilisée.

Tableau 3.5 Évaluation des dimensions des fissures à chaud pour les 4 essais étudiés dans le cadre de l'étude de l'impact du pourcentage de zirconium présent dans l'alliage de magnésium.

Échantillon	Section	Ouverture max. (mm)	Profondeur max. (mm)	Taille de grain (µm)	Microstructure
1 0.83% Zr	1	0.23	1.58	80	Globulaire équiaxe
	2	1.01	3.81	68	Globulaire équiaxe
	3	1.7	3.81	37	Globulaire équiaxe
	Moyenne	0.98	3.07	61.67	
2 0.83% Zr	1	0.49	7.64	81	Globulaire équiaxe
	2	0.86	10.60	68	Mixte
	3	1.41	9.58	51	Mixte
	Moyenne	0.92	9.27	66.67	
3 0.56% Zr	1	0.15	2.10	174	Dendritique équiaxe
	2	0.29	10.21	140	Dendritique équiaxe
	3	0.37	6.48	133	Dendritique équiaxe
	Moyenne	0.27	6.26	149.00	
4 0.56% Zr	1	1.20	41.00	192	Dendritique équiaxe
	2	0.85	5.75	164	Dendritique équiaxe
	3	0.60	3.21	136	Dendritique équiaxe
	Moyenne	0.89	16.65	164.00	

On constate dans un premier temps que le pourcentage de zirconium influence de façon marquée la taille des grains. Ce résultat confirme la théorie énoncée dans la revue de littérature. On remarque également que la microstructure obtenue diffère en fonction du pourcentage de zirconium présent dans l'alliage. Les pièces réalisées avec un alliage ZE41A conventionnel présentent une microstructure globulaire équiaxe. Deux des échantillons observés de la pièce 2 présentaient un pourcentage non négligeable de zones où la microstructure était dendritique équiaxe. Les pièces 3 et 4 présentent seulement des microstructures dendritiques équiaxes. En effet, le zirconium, affineur de la taille des grains, doit être en quantité suffisante pour initier la germination artificielle des grains au sein du volume. Pour cette raison, les pièces réalisées à partir de l'alliage faible en zirconium, ne présentent pas une microstructure équiaxe globulaire. Les échantillons 1 et 3 du Tableau 3.5 présentent les résultats pour un essai semblable dans lequel la seule différence est le pourcentage en zirconium. La profondeur de la fissure à chaud est environ deux fois plus importante pour l'alliage pauvre en zirconium.

L'ouverture est cependant moins importante pour cette fissure à chaud. Ces résultats expérimentaux démontrent l'effet néfaste, sur la tendance à créer des fissures à chaud, d'un manque de zirconium dans l'alliage de magnésium utilisé.

Les résultats numériques ont ensuite été générés afin de vérifier si la simulation peut être utilisée comme outil afin de considérer l'effet du zirconium lors des coulées. Le zirconium a un effet difficilement quantifiable dans le logiciel de simulation numérique. La seule façon de considérer son effet consiste à modifier les propriétés mécaniques. La variation du module d'élasticité en fonction de la température a été modifiée afin de prendre en considération le pourcentage plus faible de zirconium dans l'alliage.

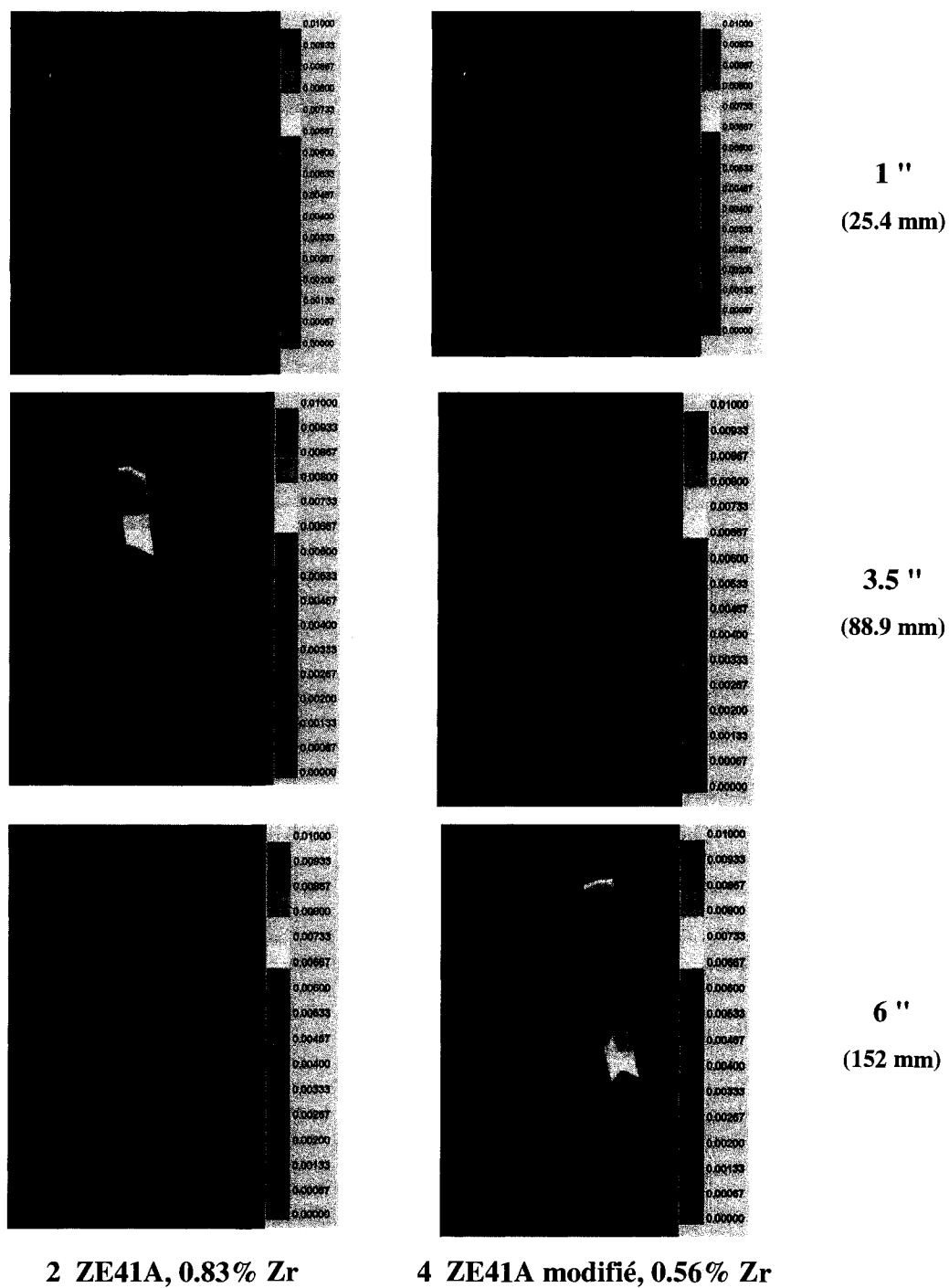


Figure 3.25 Indices de fissuration à chaud générés par ProCast pour les essais 2 et 4 de la section portant sur l'étude de l'effet du pourcentage de zirconium.

Seul l'essai no.4 a été simulé dans le cadre de la variation de la prédiction de la fissuration à chaud en fonction du pourcentage en zirconium. Les résultats numériques présentés à la Figure 3.25 montrent, pour la coupe effectuée à un pouce au bas de l'anneau, des résultats similaires. Les résultats pour la coupe effectuée à 3.5 pouces du bas de l'anneau présentent une tendance plus importante de fissuration à chaud pour la pièce ayant un pourcentage de zirconium plus élevé. Cette tendance est toutefois renversée pour les résultats présentés sur la coupe qui se situe à 6 pouces du bas de l'anneau. La déformation subie pour les éléments situés en haut de la pièce est plus importante lorsque les propriétés mécaniques sont plus faibles. Ce résultat va de pair avec la théorie de la mécanique du solide. Cependant, le résultat inverse, présenté avec la seconde coupe suggère que l'effet se couple à autre phénomène. Le module d'Young n'est pas la seule propriété mise en évidence dans cette problématique. La contraction à la solidification peut être plus ou moins importante selon l'alliage utilisé. Dans le cadre de ces deux simulations numériques, le module d'Young est la seule propriété qui a été modifiée. La contrainte générée lors de la solidification est, dans un cas numérique, de même grandeur pour les deux simulations. Cependant, l'algorithme du logiciel ProCast peut inclure des conditions relaxant les contraintes lors d'une fissuration à chaud dans la pièce. Cette hypothèse n'a pas pu être vérifiée, du fait que les algorithmes composant le logiciel ne sont pas de nature publique. Cependant, il semble qu'il est correct de modifier la courbe du module d'Young en fonction de la température pour obtenir des résultats numériques réalistes de fissuration à chaud. Il est toutefois important de noter que ce résultat repose sur une seule comparaison de simulations.

3.3.5 Effet de l'épaisseur du mur

Plusieurs essais réalisés ont permis d'évaluer l'impact de la variation de l'épaisseur du mur de l'anneau sur la sévérité des fissures à chaud. Le Tableau 3.6 présente ces dix

conditions expérimentales. Quatre de ces essais ont été simulés avec le logiciel ProCast. Les résultats numériques sont présentés à la suite des résultats expérimentaux.

Tableau 3.6 Description des dix essais réalisés pour l'étude de l'effet de la variation de l'épaisseur du mur.

Coulée	Type de sable du noyau	Préchauffe du moule	Épaisseur du mur (po)	Identification de la pièce
ZE41A 0.83% Zr	Silice	Préchauffe	0.15	1
			0.25	2
	Silice	Sans préchauffe	0.15	3
			0.25	4
	Zircone	Sans préchauffe	0.15	5
			0.25	6
ZE41A 0.56% Zr	Silice	Sans préchauffe	0.15	7
			0.25	8
	Zircone	Sans préchauffe	0.15	9
			0.25	10

Le temps de coulée est un paramètre important en fonderie. Pour ces essais, ce temps a varié de 4.9 ± 0.6 à 6.1 ± 1.2 secondes selon l'épaisseur du mur de la pièce. En considérant l'écart-type associé à ces valeurs, la différence de temps de coulée entre ces essais n'est pas significative.

Afin de tirer une conclusion à partir des résultats de ces essais, cinq couples d'essais doivent être évalués en parallèle. Le tableau synthèse et la discussion relative à ces

essais sont présentés ci-dessous. Cependant, pour faciliter la présentation, la totalité des figures sont jointes en annexe à ce mémoire.

Le premier et le troisième couple d'échantillons (1, 2 et 5, 6) montrent des résultats en accord avec l'hypothèse formulée : la fissure à chaud est plus importante pour la pièce ayant un mur plus épais. Les résultats du second groupe ne confirment pas cette tendance. En effet l'ouverture de la fissure à chaud est importante dans le haut de l'anneau pour l'essai réalisé avec un mur mince. Finalement les résultats des derniers essais (7 à 10) ne peuvent pas être utilisés dans le cadre de cette analyse étant donné la présence d'une malvenue et de fissures à chaud multiples.

Afin de détailler les observations faites à partir des photographies, le Tableau 3.7 a été créé. Ce tableau présente les résultats issus des observations des échantillons coupés selon les trois plans définis à la Figure 2.29. Selon ces résultats, l'épaisseur du mur formant l'anneau de la pièce expérimentale, joue un rôle déterminant sur la profondeur de la fissure à chaud qui se forme lors de la solidification. L'épaisseur de l'anneau ne constitue pas une limitation dans la profondeur possible développée par la fissure. En effet, la fissure à chaud, pour ces six échantillons, s'est amorcée dans la zone d'attaque pour laquelle la profondeur est significativement plus importante. La profondeur de la fissure à chaud générée dans les trois échantillons aux murs minces est environ 29% de la profondeur des défauts des pièces pour lesquelles le mur est plus épais.

Les mesures de l'ouverture des fissures à chaud ne présentent pas une telle relation. Le premier et le troisième groupe montrent une ouverture plus importante. L'ouverture dans la région du haut de la fissure à chaud de la troisième pièce explique ce résultat. On constate cependant, par l'étude des données du Tableau 3.7, que la mesure effectuée dans le bas de l'anneau, suit la tendance attendue. Tel que mentionné dans la revue de littérature, le temps pour lequel l'alliage se trouve dans un état dit de vulnérabilité augmente lorsque l'épaisseur du mur augmente. La taille de grain moyenne de ces six

échantillons confirme cette hypothèse. Ce résultat démontre que, pour un mur plus épais, la taille de grain sera légèrement plus importante car le temps de solidification est également plus important. La croissance des grains se produit pendant une plus longue période.

Tableau 3.7 Évaluation des dimensions des fissures à chaud pour les 6 essais étudiés dans le cadre de l'étude de l'impact de l'épaisseur du mur.

Échantillon	Section	Ouverture max. (mm)	Profondeur max. (mm)	Taille de grain (μm)	Microstructure
1	1	0.07	0.84	60	Globulaire équiaxe
	2	0.03	0.64	41	Globulaire équiaxe
	3	0.08	0.90	33	Globulaire équiaxe
	Moyenne	0.06	0.79	44.67	
2	1	0.10	1.26	56	Globulaire équiaxe
	2	0.50	6.35	53	Globulaire équiaxe
	3	0.34	6.35	48	Globulaire équiaxe
	Moyenne	0.31	4.65	52.33	
3	1	0.23	1.58	80	Globulaire équiaxe
	2	1.01	3.81	68	Globulaire équiaxe
	3	1.7	3.81	37	Globulaire équiaxe
	Moyenne	0.98	3.07	61.67	
4	1	0.49	7.64	81	Globulaire équiaxe
	2	0.86	10.60	68	Mixte
	3	1.41	9.58	51	Mixte
	Moyenne	0.92	9.27	66.67	
7	1	0.15	2.10	174	Dendritique équiaxe
	2	0.29	10.21	140	Dendritique équiaxe
	3	0.37	6.48	133	Dendritique équiaxe
	Moyenne	0.27	6.26	149.00	
8	1	1.20	41.00	192	Dendritique équiaxe
	2	0.85	5.75	164	Dendritique équiaxe
	3	0.60	3.21	136	Dendritique équiaxe
	Moyenne	0.89	16.65	164.00	

Quatre essais ont été simulés avec le logiciel ProCast. Dans le Tableau 3.6, les essais 1, 3 et 7 ont été réalisés avec un mur mince (0.15 po.) et les essais 2, 4 et 8 ont été réalisés avec un mur épais (0.25 po.). Le Tableau 3.8 résume les caractéristiques de ces quatre essais.

Tableau 3.8 Description des quatre simulations réalisées pour l'étude de l'effet de la variation de l'épaisseur du mur.

Coulée	Type de sable du noyau	Préchauffe du moule	Épaisseur du mur (po)	Identification de la pièce
ZE41A 0.83% Zr	Silice	Préchauffe	0.15	1
			0.25	2
		Sans préchauffe	0.15	3
			0.25	4

Les images de la Figure 3.26 présentent les résultats numériques obtenus pour les deux premières simulations réalisées en tenant en compte que le moule était préchauffé. Les images de la Figure 3.26 sont très similaires et aucune différence significative ne semble exister entre ces résultats. Dans le but de confirmer cette observation, d'autres images ont été générées à partir du post-processeur afin d'ajuster l'échelle et d'augmenter le niveau de précision des observations. La Figure 3.27 montre ces images.

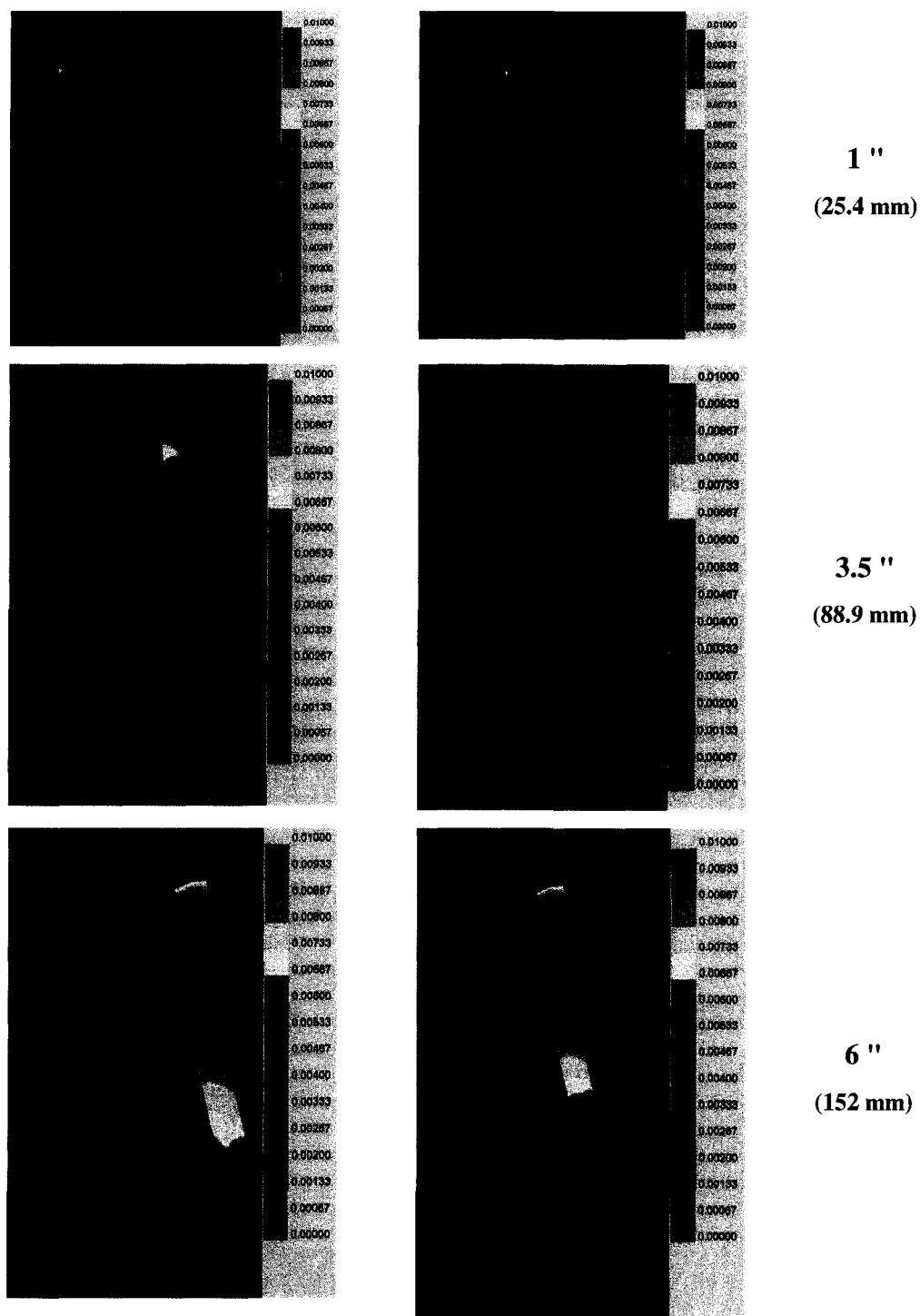
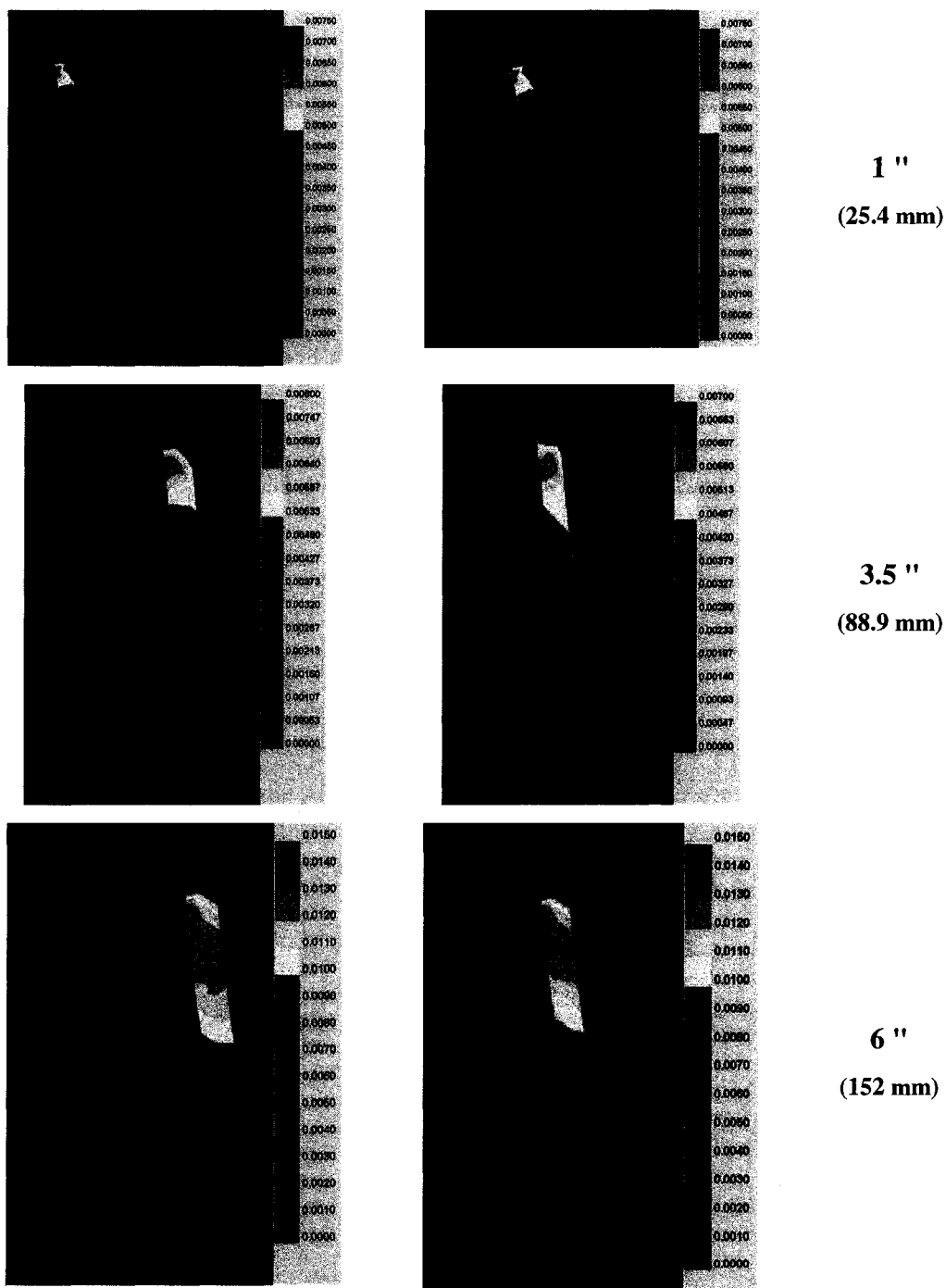


Figure 3.26 Indices de fissuration à chaud générés par ProCast pour évaluer l'impact de l'épaisseur de la paroi de l'anneau. Essais 1 et 2.



1 : Sans préchauffe, 0.15 po

2 : Sans préchauffe, 0.25 po

Figure 3.27 Indices de fissuration à chaud des essais 1 et 2 de la section portant sur l'étude de l'effet de l'épaisseur du mur présentés avec une échelle ajustée aux valeurs maximales enregistrées.

À la Figure 3.27, quelques différences sont observées. En effet des valeurs légèrement supérieures ou équivalentes sont observées et ce pour des zones sensiblement plus larges. Cependant, il n'est pas possible de savoir quel est le niveau de précision de ces résultats et trop peu de simulations ont été faites avec ce logiciel pour connaître le niveau de sensibilité des résultats. Il n'est donc pas possible, basé sur les résultats générés par le logiciel ProCast, de conclure qu'une différence significative est observée.

Le même exercice a été effectué pour les troisième et quatrième essais. Il n'est pas nécessaire dans ce cas d'affiner l'échelle utilisée : les résultats sont significativement différents. Dans le bas (1 ") et le haut (6 ") de l'anneau, le critère adimensionnel de fissuration à chaud indique que le défaut sera plus important pour l'échantillon à paroi épaisse. Le résultat va dans le sens contraire pour la coupe effectuée à mi-hauteur. Ce comportement a déjà été observé dans l'étude de l'impact du pourcentage de zirconium (section 3.3.4).

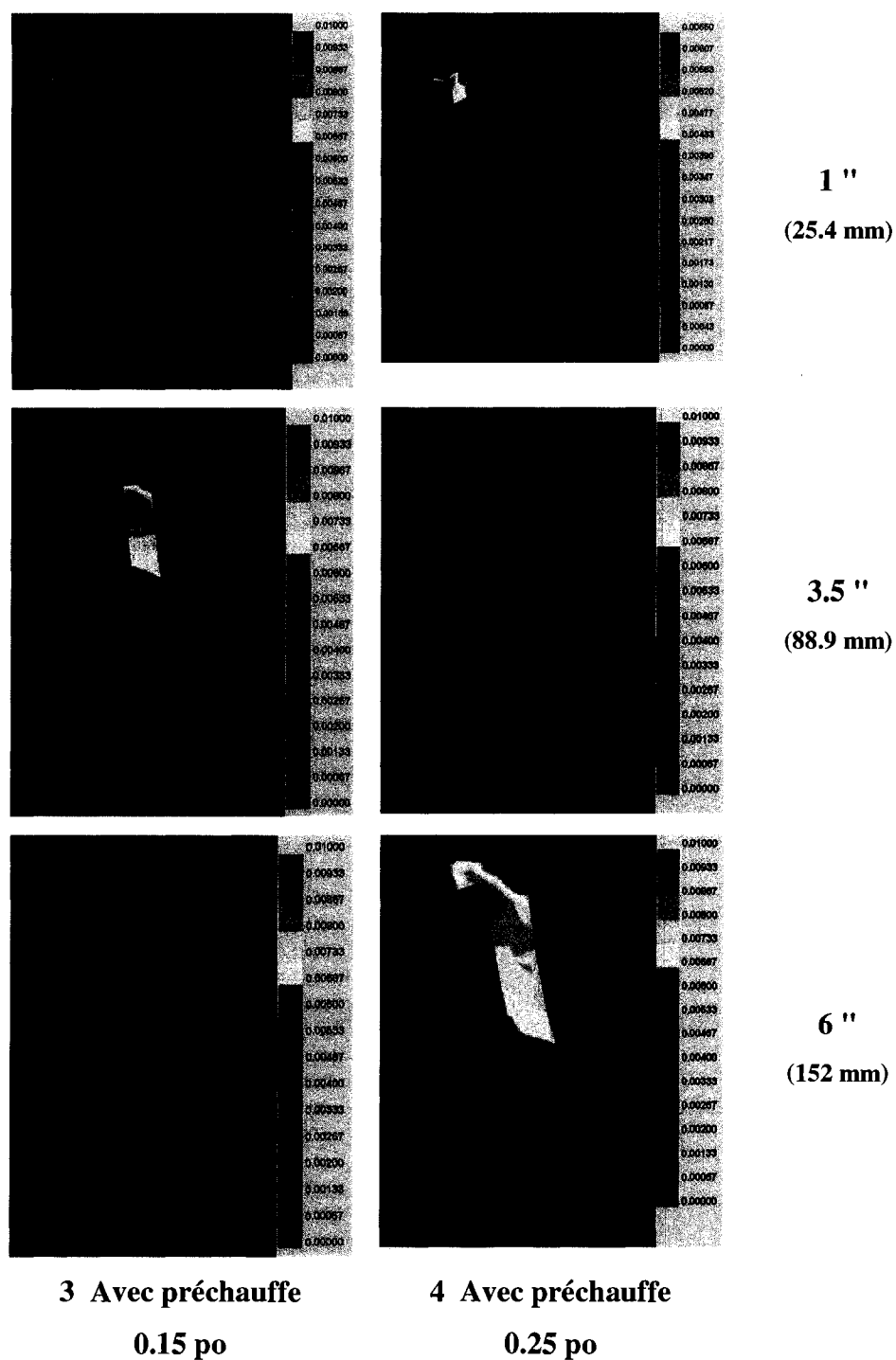


Figure 3.28 Indices de fissuration à chaud générés par ProCast pour les essais numéro 3 et 4 de la section portant sur l'étude de l'effet de l'épaisseur du mur.

L'étude des résultats expérimentaux permet de conclure qu'il y a un impact de la modification de l'épaisseur du mur de l'anneau sur la profondeur de la fissure à chaud. La fissure à chaud devient plus importante pour les essais réalisés avec un mur plus épais. Ce résultat confirme l'hypothèse formulée suite à la revue de littérature. Les résultats numériques ne permettent pas d'émettre une conclusion semblable. Nonobstant cette conclusion, il est important de discuter de la différence entre les résultats pour ces deux couples de simulation. Dans le cas des simulations faites avec la préchauffe, les résultats sont très semblables. La tendance expérimentale est transposée pour les résultats numériques générés sans inclure de préchauffe. La préchauffe a été introduite dans le but de diminuer le gradient thermique et ainsi ralentir la solidification. Ce faisant, le temps de vulnérabilité de l'alliage augmentait et la fissure à chaud résultante était amplifiée. Ce résultat expérimental a été confirmé. On peut émettre l'hypothèse que l'impact de la préchauffe a annihilé celui de l'épaisseur du mur dans le cadre des simulations. Cet impact est présent et devrait être mis en évidence dans les résultats afin de reproduire de façon conforme à la réalité le processus de solidification de l'alliage pour cette pièce. Pour la poursuite de ce travail, il serait intéressant de générer d'autres simulations avec des températures de préchauffe différentes afin d'évaluer la relation entre ces deux paramètres sur les résultats numériques.

3.3.6 Effet du type de sable utilisé pour le noyau

L'effet de la modification du type de sable utilisé pour fabriquer le noyau a été étudié et les résultats sont présentés dans cette sous-section. Afin d'évaluer l'impact de l'utilisation du sable de zircone pour le noyau par rapport à l'utilisation du sable de silice, quatre essais ont été comparés. Ces essais ont tous été réalisés avec un moule non préchauffé. Dans ces essais, la teneur en zirconium a été modifiée. Le Tableau 3.9 présente ces quatre essais.

Tableau 3.9 Description des quatre essais réalisés pour l'étude de l'impact du type de sable du noyau sur la sévérité de la fissure à chaud.

Coulée	Type de sable du noyau	Préchauffe du moule	Épaisseur du mur (po)	Identification de la pièce
ZE41A 0.83% Zr	Silice	Sans préchauffe	0.15	1
	Zircone		0.15	2
ZE41A 0.56% Zr	Silice		0.25	3
	Zircone		0.25	4

La Figure 3.29 présente ces quatre pièces expérimentales qui ont été analysées. Afin de comparer la sévérité des défauts de solidification, les pièces 1 et 2 doivent être comparées entre elles ainsi que les pièces 3 et 4. Les autres paramètres de coulée ont été maintenus fixes afin de permettre cette comparaison.

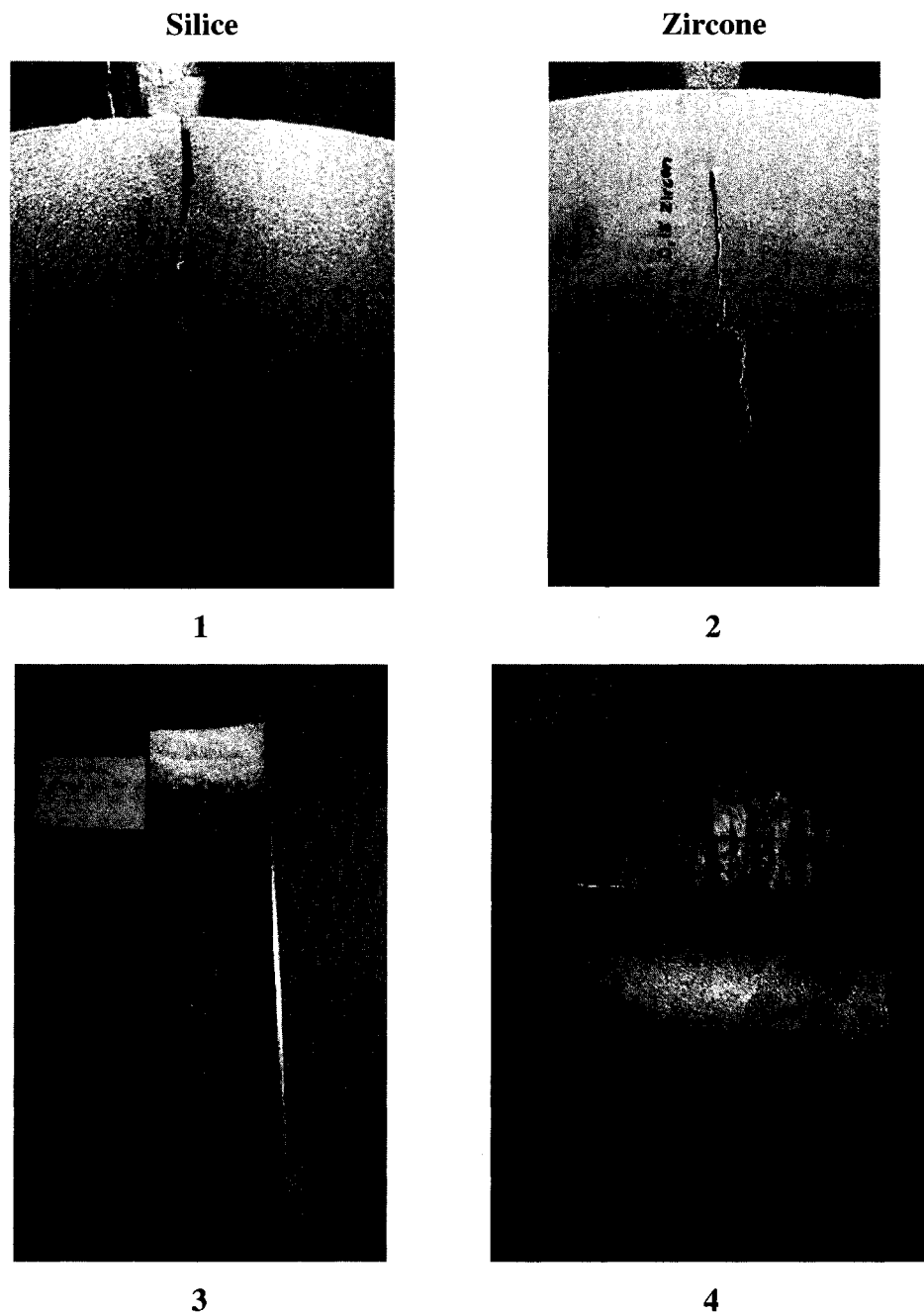


Figure 3.29 Résultats expérimentaux des essais relatifs à l'étude du type de sable.

- 1) Noyau de silice, 0.15" (3.81mm), sans préchauffe du moule, ZE41A.
- 2) Noyau de zircone, 0.15" (3.81mm), sans préchauffe du moule, ZE41A.
- 3) Noyau de silice, 0.25" (6.35 mm), sans préchauffe du moule, ZE41A modifié.
- 4) Noyau de zircone, 0.25" (6.35 mm), sans préchauffe du moule, ZE41A modifié.

Le composite formé à partir du sable de zircone est plus rigide et se déforme moins sous l'effet d'une charge. L'alliage de magnésium, en se solidifiant, développe ainsi une contrainte interne plus importante étant donné que la déformation. Selon ces aspects théoriques, la pièce coulée avec un noyau de silice devrait générer un défaut de solidification moins important que la pièce équivalente coulée dans un moule assemblé à un noyau de zircone. Pour les deux premiers essais expérimentaux (1 et 2), cette théorie n'est pas confirmée par les images présentées à la Figure 3.29.

Le Tableau 3.10 collige les mesures qui ont été faites à partir des échantillons extraits de ces pièces.

Tableau 3.10 Évaluation des dimensions des fissures à chaud pour les quatre essais étudiés dans le cadre de l'étude de l'impact du type de sable utilisé pour former le noyau.

Échantillon	Section	Ouverture max. (mm)	Profondeur max. (mm)	Taille de grain (μm)	Microstructure
1 SiO ₂	1	0.23	1.58	80	Globulaire équiaxe
	2	1.01	3.81	68	
	3	1.7	3.81	37	
	Moyenne	0.98	3.07	61.67	
2 ZrO ₂	1	0.40	1.44	53	Globulaire équiaxe
	2	0.14	1.68	49	
	3	0.00	0.00	34	
	Moyenne	0.18	1.04	45.33	
3 SiO ₂	1	1.20	41.00	192	Dendritique équiaxe
	2	0.85	5.75	164	
	3	0.60	3.21	136	
	Moyenne	0.89	16.65	164.00	
4 ZrO ₂	1	1.44	43.00	166	Dendritique équiaxe
	2	0.75	8.10	153	
	3	0.34	6.10	144	
	Moyenne	0.84	19.07	154.33	

Selon les valeurs moyennes compilées dans le Tableau 3.10, la perception de la taille des fissures provenant de l'observation des photographies, est confirmée. Les valeurs d'ouverture et de profondeur confirment que la fissure à chaud de la pièce coulée avec

un noyau de silice est plus importante. On remarque également une variation non négligeable de la taille de grain entre ces deux pièces. Les deux pièces ont été coulées à partir d'alliage ZE41A pour lequel le taux de zirconium était de 0.83%. La microstructure globulaire équiaxe confirme cet énoncé. Ces deux pièces ont été coulées l'une à la suite de l'autre. La différence entre les tailles de grains permet d'émettre l'hypothèse que d'autres facteurs ont interagi comme la variation de chimie au sein du métal de base entre les différentes coulées réalisées à partir du même creuset. Il serait intéressant de produire une série de pièces de géométrie simple afin de vérifier la constance de la taille de grain et de la composition chimique de l'alliage. Il serait ainsi possible d'évaluer si l'ordre dans laquelle sont faites les coulées a une importance et quelles en sont les conséquences.

Le second couple d'essais a été réalisé avec un alliage pauvre en zirconium. Ces essais ont été générés grâce à un petit noyau. On remarque également en comparant les tailles de grains du Tableau 3.10 le même phénomène que celui discuté précédemment. La taille de grain varie également pour ces deux essais. La microstructure de ces deux échantillons est dendritique équiaxe, microstructure obtenue par l'utilisation d'un alliage pauvre en zirconium.

Relativement à la taille du défaut, les résultats du tableau présentent une géométrie de fissure à chaud semblable. Cependant, la photographie de l'échantillon 4 à la Figure 3.29 montre une seconde fissure de dimensions importantes. Ce couple d'essais présente le comportement attendu : le défaut est plus sévère pour la pièce réalisée avec un noyau de zircone.

Suite à ces expérimentations, les résultats numériques ont été générés afin de vérifier si ce comportement est prévisible grâce aux simulations. Les deux premiers essais ont été simulés avec le logiciel ProCast. La Figure 3.30 montre les résultats.

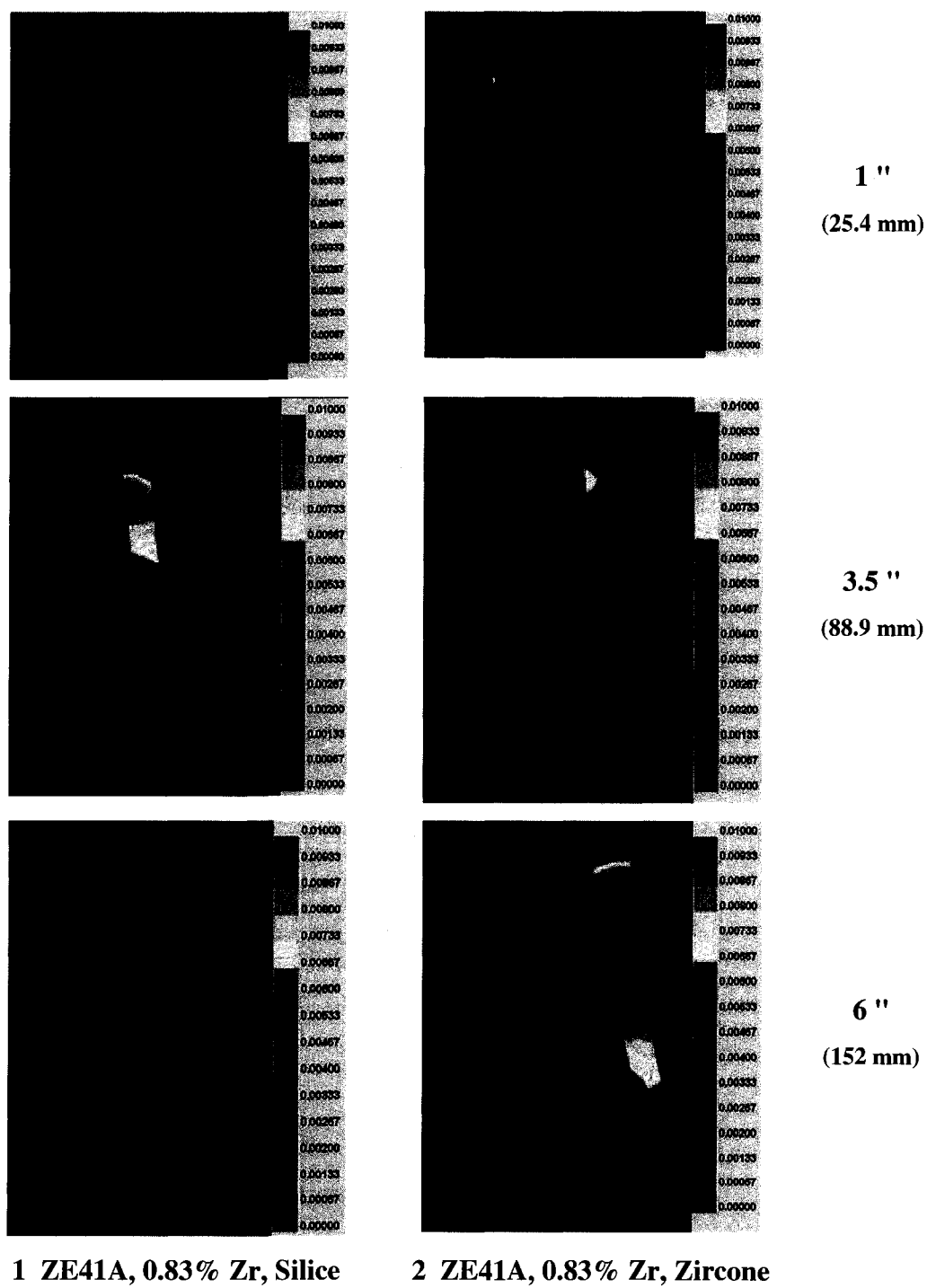


Figure 3.30 Indices de fissuration à chaud générés par ProCast pour les essais 1 et 2 de la section portant sur l'étude de l'effet du type de sable utilisé pour le noyau.

Les résultats numériques indiquent un indice de fissure à chaud environ quatre fois plus important dans la zone du haut de l'attaque (6 ") pour le moule comportant un noyau de zircon. La tendance est inversée à 3.5" du bas de l'anneau mais la différence entre les valeurs est moins importante. Finalement, au bas de l'anneau la tendance à la fissuration à chaud est similaire.

Le peu de données expérimentales disponibles ne permet pas de conclure que des noyaux de zircon induisent plus de contraintes internes au sein de l'alliage lors de la solidification pour ainsi augmenter la tendance des pièces à fissurer dans la phase semi-solide. Des essais supplémentaires seraient nécessaires pour confirmer ce comportement et ainsi valider les résultats numériques qui démontrent clairement cette tendance. Cependant la zircon est un matériau plus dispendieux que la silice. De plus, ses particules sont plus fines et pour des raisons de santé et de sécurité au travail, l'utilisation de ce sable est proscrite dans certaines industries européennes. Le resserrement des normes de santé et sécurité au travail risque d'éliminer l'utilisation de ce sable dans un proche avenir. La connaissance actuelle provenant de la littérature et des bases de données des logiciels de simulation sont suffisantes pour répondre au besoin industriel relatif à ce matériau et les efforts de recherche devraient être orientés vers des aspects plus prometteurs.

3.4 Résultats de la simulation et des essais expérimentaux de la seconde pièce

Il a été possible de compléter le projet de recherche grâce à l'utilisation d'un autre logiciel que ProCast : MagmaSoft. Cette opportunité a permis d'élargir les connaissances relatives aux logiciels de simulation de procédés de fonderie.

MagmaSoft est la principale alternative commerciale à ProCast et est basé sur une discrétisation de la géométrie par volumes finis. Ce logiciel génère aussi, pour les analyses thermiques couplées aux relations physiques des corps solides, un indice de

fissuration à chaud. La documentation disponible relative à ce nombre adimensionnel ne permet pas de corrélérer les valeurs obtenues par simulation aux résultats attendus sur les pièces. Ce travail de calibration pour les alliages de magnésium, peu utilisé en industrie, doit être effectué par les utilisateurs du logiciel.

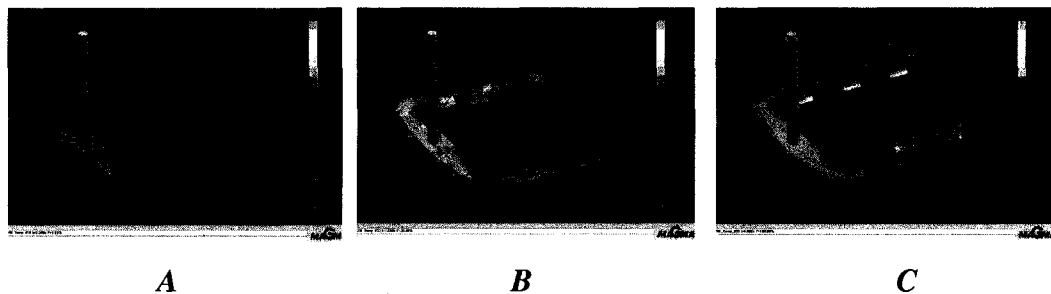
Une seconde série d'essais a été réalisée pour compléter le travail de recherche. En effet, la matrice principale d'essais planifiés pour évaluer la pertinence d'utiliser un logiciel de simulation des procédés de fonderie n'a pas été complétée.

Cette étape du projet mettait en jeu deux nouveaux défis : l'apprentissage du logiciel MagmaSoft ainsi que la conception d'une pièce-test représentant une géométrie causant des défauts de solidification chez P&WC. Cette pièce, en plus de refléter la tendance à créer des défauts, devait se remplir sans malvenue ou jonction froide. En plus de contrôler le procédé de remplissage, aucune retassure ne devait se créer dans la pièce lors de la solidification. La présence de ce type de défaut peut fausser le résultat et causer des difficultés subséquentes lors de l'interprétation.

Une analyse a été complétée dans un premier temps afin de vérifier si la pièce se remplit en totalité tout en conservant une température supérieure au liquidus. Il était également important, d'un point de vue métallurgique, d'utiliser plusieurs attaques afin d'éviter que le métal, à l'état liquide, ne parcoure d'importantes distances à l'intérieur de la pièce. Lorsque de tels phénomènes se produisent, des inclusions peuvent être entraînées dans la pièce. Le rôle de ces inclusions sur l'amorçage des fissures à chaud est mal connu et augmenterait le niveau de difficulté de l'analyse.

La Figure 3.31 présente trois images captées lors du remplissage du moule. On constate avec les images A et B que l'écoulement est laminaire et que toutes les attaques sont efficacement positionnées puisqu'elles sont bien remplies avant que la pièce ne le soit. L'image C montre les isothermes à la fin du remplissage du moule. Le point le moins

chaud, présenté en bleu clair, correspond aux températures entre 636 et 649°C. Cette intervalle de température chevauche le liquidus du ZE41A qui est de 641 °C. Certains risques de malvenues ou tout au moins de murs minces existaient pour la partie supérieure de la section tubulaire.



10% du volume est rempli 32% du volume est rempli 100% du volume est rempli

Figure 3.31 Simulation du remplissage de la pièce expérimentale coulée chez Mitchell Aerospace.

Une fois la conception du moule réalisée et validée, la simulation de remplissage à été couplée à la solidification et à l'analyse des contraintes mécaniques internes à la pièce. À partir de ces résultats, le critère de fissuration à chaud a été calculé. Les résultats générés sont présentés à la Figure 3.32.

Ce résultat démontre que la zone à l'intersection entre l'anneau supérieur et le demi-anneau inférieur présente une certaine tendance à la fissuration à chaud. Aucune valeur comparative n'existait à ce moment afin de valider si cette valeur était suffisante pour générer un défaut sur la pièce coulée. Une autre image, présentée à la Figure 3.33, démontre la tendance de cette pièce à générer un tel défaut de solidification : la zone en question est remplie d'alliage de magnésium en phase semi-solide et se trouve entourée de métal solidifié. Ces conditions ont par le passé été à l'origine des fissures à chaud.

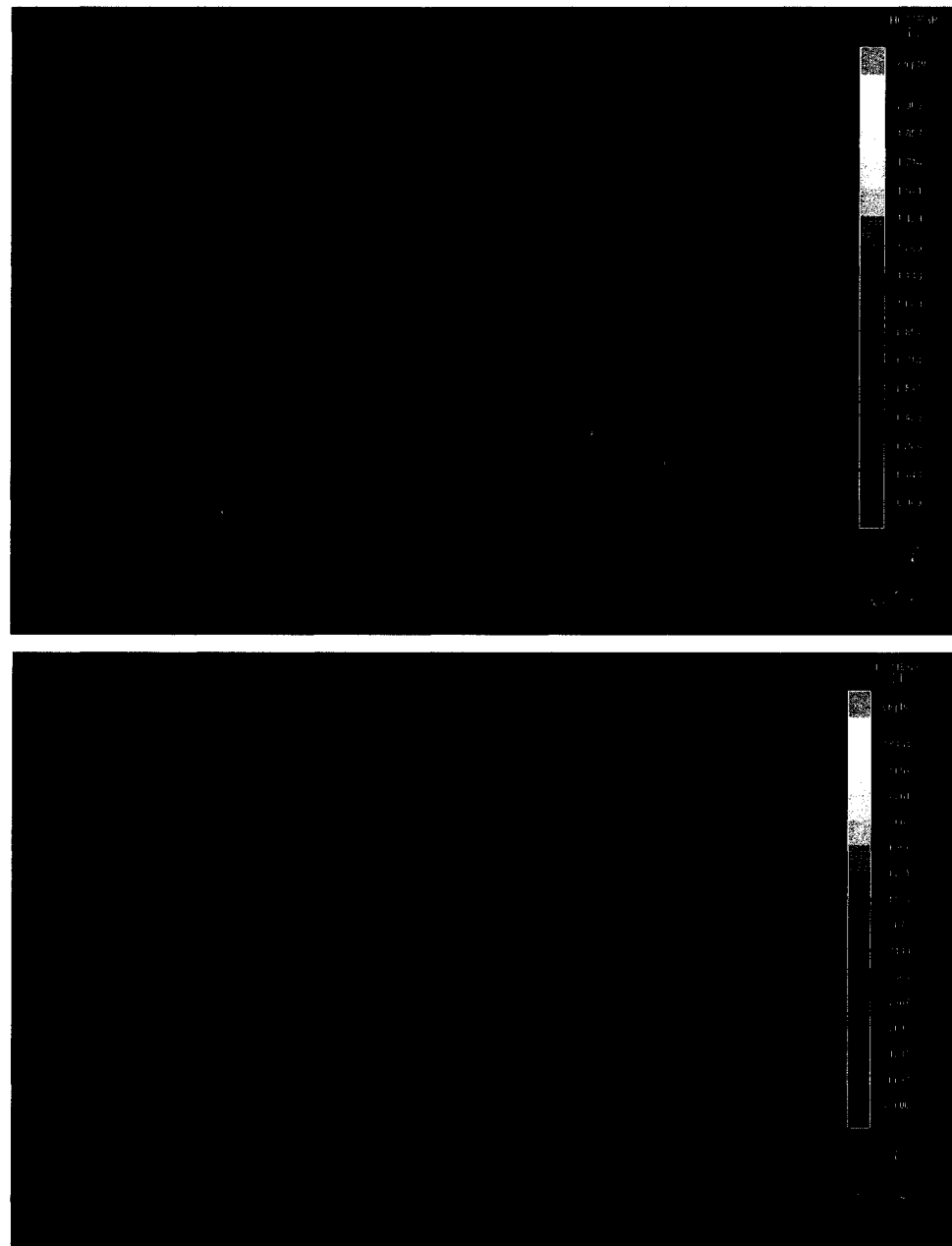


Figure 3.32 Indice de fissuration à chaud calculé avec MagmaSoft pour la seconde pièce expérimentale. Visualisation avec mode rayon-X et différentes échelles de sensibilité.

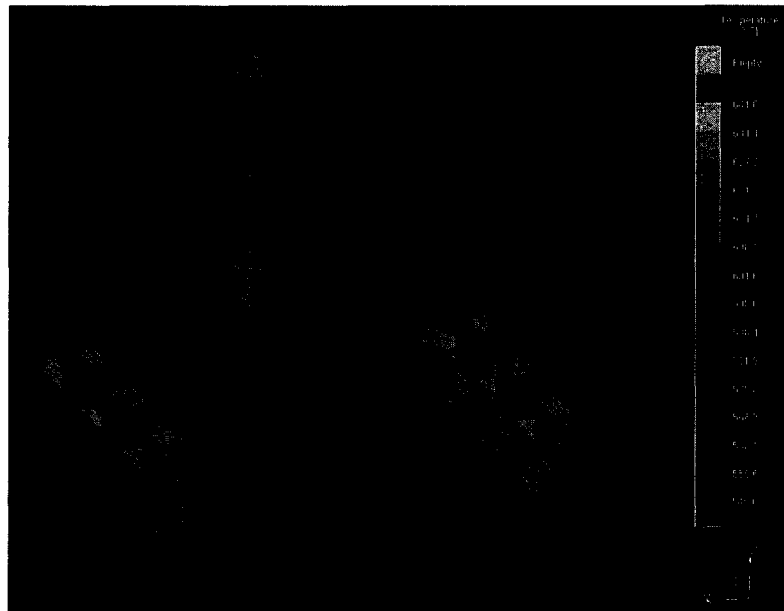


Figure 3.33 Illustration présentant les phases en présence au sein de la seconde pièce expérimentale en cours de solidification.

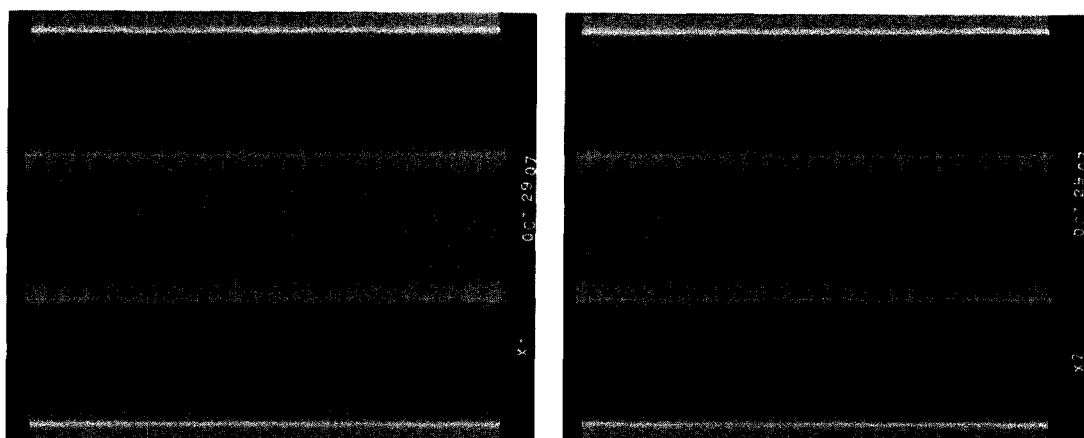
Deux pièces ont été coulées dans les installations de la fonderie Mitchell Aerospace. Ces deux pièces sont exemptes de défauts visuels tel que montré à la Figure 3.34.



Figure 3.34 Pièce expérimentale produite à la fonderie Mitchell Aerospace.

Des essais non destructifs et destructifs ont été réalisés sur cette pièce afin de valider les observations visuelles. Les deux pièces n'étaient pas totalement exemptes de défauts. En effet, les résultats obtenus suite à la simulation de remplissage du moule ont ainsi été confirmés. La Figure 3.35 montre les films exposés aux rayons-X pour chacune des pièces.

On remarque sur le premier film la présence d'un manque de métal sur la partie tubulaire supérieure. De plus, les deux films présentent des soufflures. Ce type de défaut n'a pas été évalué par simulation. Cependant, aucune fissure à chaud n'a été observée tel que le présentait les résultats de la simulation.



Film de la pièce #1

Film de la pièce #2

Figure 3.35 Films Rayons-X réalisés sur les deux pièces coulées chez Mitchell Aerospace.

Par la suite, afin de vérifier à partir de quel valeur d'indice de fissure à chaud généré par le logiciel, les pièces coulées fissurent réellement, la simulation de la première pièce expérimentale, coulée chez Haley Industries, a été complétée à partir du logiciel MagmaSoft. Les résultats ont montré un indice de fissure à chaud plus élevé d'un ordre de grandeur avec les zones sensibles à la fissuration à chaud situées aux mêmes endroits

que celles prédites par ProCast et celles observées expérimentalement. Ce résultat est présenté à la Figure 3.36.

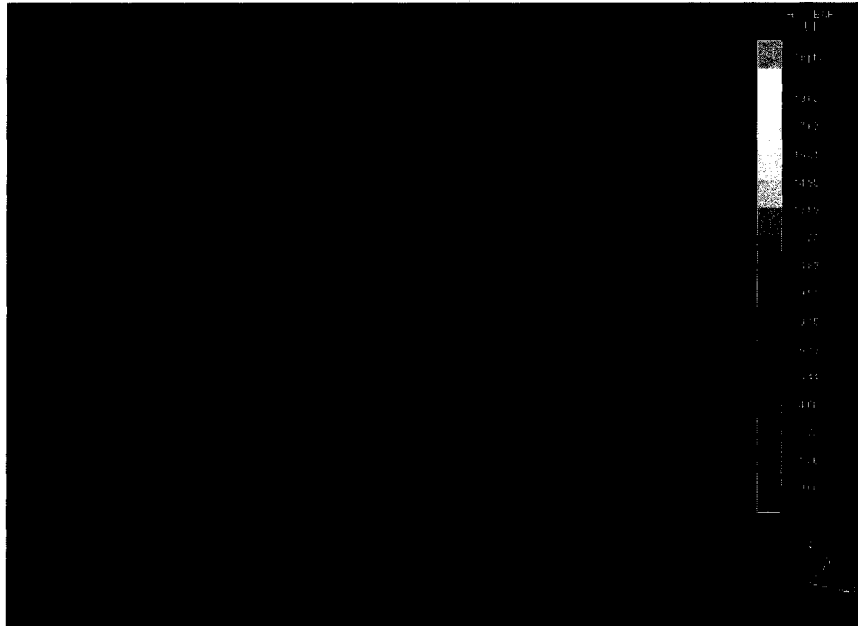


Figure 3.36 Indice de fissuration à chaud pour la première pièce expérimentale calculé à partir du logiciel MagmaSoft.

Suite à ces essais, aucune conclusion additionnelle relative au défaut de solidification n'a été tirée. Il est cependant intéressant de confirmer le mur mince sur le dessus de la pièce tel que projeté par les résultats numériques. Afin de poursuivre cette étude, d'autres tests seront nécessaires pour connaître la valeur à partir de laquelle les conceptions doivent être révisées afin d'assurer l'intégrité des pièces faite en alliage de magnésium ZE41A.

CHAPITRE 4

Discussion

4.1 Mise en service d'un logiciel de simulation de procédé de fonderie en industrie

Tel qu'il a été démontré au cours de ce projet, les logiciels de simulation peuvent prédire la localisation de certains défauts de solidification. Selon les résultats, la sévérité de ces défauts est plus complexe à prédire.

Pratt & Whitney Canada s'est doté d'une licence permanente du logiciel MagmaSoft et entreprend l'implantation de cet outil dans le cycle de conception des pièces produites par fonderie. Les analyses Magmasoft auront pour but de guider les ingénieurs dans la conception des pièces afin de faciliter leur fabrication. Les composantes structurales en alliages légers sont actuellement optimisées pour obtenir un rendement supérieur : le poids est minimisé tout en conservant une ténacité et des propriétés mécaniques au-delà des exigences. Comme la géométrie de la pièce n'est pas conçue en général pour faciliter le remplissage uniforme de la cavité et la solidification homogène des différentes composantes, la fonderie doit composer avec les difficultés inhérentes aux spécifications du dessin. Le haut niveau de complexité mène quelquefois à des compromis techniques menant à leur tour à des défauts métallurgiques récurrents dans la pièce. Ce manque d'intégrité est inacceptable pour une pièce structurale et entraîne des opérations de soudage pour réparer les défauts. Les pièces peuvent être réparées en partie, mais le coût et les délais entraînés rendent ces opérations difficiles à gérer. Pour une compagnie comme Pratt & Whitney Canada, il devenait impératif d'offrir aux fournisseurs des conceptions de pièces permettant une fabrication de pièces plus simple et plus robuste.

Théoriquement cette démarche mène à l'amélioration du cycle du produit. La proposition d'une conception plus réaliste d'un point de vue fabrication est à la base d'une amélioration des coûts et des délais de fabrication. Cependant, pour instaurer la mise en service de cet outil, de nombreux intervenants doivent travailler de concert. Les chemins de coulée et les composantes de coulée peuvent difficilement être écartés des simulations. Cependant, une première simulation de solidification de la pièce seule peut mettre en évidence les dernières zones comportant une fraction liquide. Ce résultat est utile pour vérifier si ces zones sont accessibles à un chemin de coulée ou à une masselotte qui seront à la fin retirés. La surface doit donc être facilement usinable. Par la suite, pour augmenter le degré de précision des analyses, les composantes de coulée doivent être incluses dans la simulation. Cette information sensible est la propriété des fonderies. Ce sont pour elles des avantages technologiques leur permettant de se distinguer de la compétition. Les motoristes travaillent avec plusieurs fournisseurs et ces derniers ne peuvent pas partager ce type d'information.

Dans le même ordre d'idée, les concepteurs travaillent depuis longtemps sans avoir recours aux résultats de simulation. Bien que le langage des fonderies leur soit familier, ce n'est pas de leur ressort de prévoir des pièces présentant des caractéristiques propres à la fonderie.

Finalement la répartition des tâches fait en sorte que certaines équipes sont responsables du développement des pièces jusqu'à la mise en production et d'autres du suivi des pièces une fois en production. Certains défauts peuvent être acceptés sans réparation, d'autres doivent être réparés. Les lacunes en communication entre ces groupes sont importantes. La mise en place d'un tel logiciel requiert l'appui autant des groupes de développement que des groupes œuvrant dans le domaine de la qualité.

L'idée d'instaurer l'utilisation de résultats de simulation pour améliorer le design des pièces produites par fonderie est pertinente mais il n'en demeure pas moins que ce projet initie la mise en place d'une nouvelle structure de gestion de projets qui requiert l'implication de plusieurs intervenants.

4.2 ProCast vs MagmaSoft, comparaison des deux logiciels

ProCast et MagmaSoft sont deux logiciels largement utilisés par l'industrie automobile et aéronautique pour faciliter la conception des moules et l'optimisation des propriétés des pièces coulées. Les principaux fournisseurs de P&WC utilisent l'un ou l'autre de ces logiciels. La fonderie Hitchcock utilise ProCast, les deux autres, Haley Industries et Fansteel utilisent MagmaSoft. Au cours des dix dernières années, l'efficacité et la pertinence d'utiliser de tels outils ont été prouvées par les utilisateurs de ces logiciels. Malgré la similitude entre ces deux logiciels de simulation, certains aspects les distinguent. Il est pertinent, dans le cadre de ce travail, qui a nécessité l'utilisation et l'apprentissage des deux logiciels, de synthétiser les éléments de cette comparaison.

Ces deux logiciels permettent de simuler le remplissage du moule ainsi que la solidification de la pièce. Il est également possible de calculer les contraintes thermiques qui se développent lors de la solidification. Les algorithmes sur lesquels sont basés les deux logiciels ne sont pas accessibles aux utilisateurs. Cependant, la documentation disponible permet de prendre connaissance des équations à la base des algorithmes tirées de la mécanique des solides.

Les aspects techniques relatifs à la modélisation numérique ont été traités à la section 3.3 du chapitre présentant les méthodes et techniques expérimentales. Le format utilisé pour transférer la géométrie de la pièce et le maillage est différent. Ces différences peuvent sembler anodines. Cependant, pour les utilisateurs, ces particularités peuvent entraîner d'importantes conséquences et modifier de façon non négligeable la rapidité des tâches à accomplir. Il est plus simple d'importer des modèles 3D dans l'interface de

MagmaSoft. Les opérateurs booléens sont fonctionnels et le nombre d'opérations nécessaires pour structurer les éléments de fonderie entre eux sont peu nombreux. Une fois le modèle importé, l'étape de maillage est également plus simple et rapide. Un maillage peut être optimisé et devenir fonctionnel en moins d'une heure pour des pièces d'une certaine complexité. Ces étapes sont plus fastidieuses avec le logiciel ProCast et les quelques heures nécessaires pour préparer une simulation avec MagmaSoft peuvent se compter en jours pour un utilisateur de ProCast.

La rapidité et la simplicité de la préparation des simulations font partie des avantages relatifs à l'utilisation de MagmaSoft. Cependant, en comparant la performance des deux logiciels, MagmaSoft présente une lacune relative à l'optimisation du maillage. Le maillage non structuré du logiciel ProCast requiert une définition intense des zones pour lesquelles les détails sont essentiels et de petites tailles. Les murs minces doivent également comporter un nombre important d'éléments de façon à permettre l'interpolation entre les résultats d'un minimum de trois nœuds à travers l'épaisseur. Il est ainsi possible d'augmenter la taille des éléments pour les éléments connexes à la pièce et aux zones maillées finement. De plus, afin de réduire le nombre d'éléments et donc le temps de calcul, une option de moule virtuel existe dans ProCast. Cette option permet d'imposer des conditions d'interface et des conditions frontières sans avoir recours à des éléments.

Finalement, P&WC utilise principalement des alliages d'aluminium et de magnésium dont le RZ5 (ZE41A). Cet alliage n'est pas défini dans la base de données du logiciel ProCast. Par contre, MagmaSoft possède une fiche complète pour cet alliage ainsi que pour la plupart des alliages d'aluminium utilisés.

La décision de se procurer le logiciel MagmaSoft a été basée sur cette réflexion, fruit de plus de deux années d'apprentissage et d'essais des logiciels.

4.3 Gestion d'un projet de recherche sur une ligne de production

Il a été mentionné au cours du mémoire de maîtrise que la structure des essais établie au commencement du projet n'a pas été respectée. Très peu de fournisseurs produisent des pièces de ce niveau de complexité. L'augmentation de la demande et la rareté de l'offre font en sorte que l'industrie de la fonderie dans le domaine aéronautique éprouve des difficultés de capacité. Dans de telles circonstances, des moyens doivent rapidement être mis en place pour répondre aux besoins de la production. Dans un tel environnement, des projets de recherche de longue haleine et requérant d'importantes séries d'essais sont difficilement possibles. Le premier modèle utilisé pour faire la pièce expérimentale a été détruit pendant le projet afin de générer d'autres types d'essais. Ce problème a entraîné une restructuration du projet et certains objectifs n'ont pas pu être atteints. Cet incident démontre la difficulté de réaliser des essais dans un environnement de production.

Il est important de noter que, en plus de ces événements incontrôlables, d'autres aspects sont difficiles à gérer dans le cadre d'un projet à caractère industriel. Les essais sont réalisés à même la ligne de production et chacune de ces étapes requiert l'intervention d'employés. Ces étapes doivent donc être parfaitement définies et incluses dans l'organisation de la charge de travail. Par exemple, en fabriquant un moule, l'assembleur doit, une fois les composantes fixées, envoyer le moule à la préchauffe. Les moules pèsent plusieurs centaines de livres et sont transportés à l'aide d'un convoyeur. Une fois le moule sur la ligne de coulée, entourés d'autres moules, il est difficile de le relocaliser dans l'aire de préchauffe. La communication devient indispensable et le travail de recherche prend un caractère de gestion. Ces difficultés et le coût important de chaque essai expliquent le faible nombre d'essais qu'il a été possible de réaliser dans le cadre de ce travail.

Malgré ces inconvénients et ces difficultés, un projet de recherche à caractère industriel demeure une option intéressante. Le projet peut ainsi être développé pour répondre à une problématique réelle et être basé sur les méthodes industrielles à la fine pointe de la technologie.

CONCLUSIONS

Les pièces en alliage de magnésium produites par fonderie en moule de sable constituent un choix intéressant afin de minimiser le poids des moteurs dans le domaine aéronautique. Le coût du développement de ces pièces est élevé et les considérations économiques constituent un obstacle important à l'expansion de cette industrie. Afin de remédier à cette lacune, des efforts sont orientés afin d'implanter des technologies permettant de réduire les coûts de développement. La modélisation numérique des procédés de fonderie fait partie de ces solutions. Des logiciels basés sur les éléments finis et les volumes finis permettent de modéliser la fabrication des pièces et de fournir de l'information pertinente afin d'optimiser la géométrie des moules avant de fabriquer les outils.

Ce travail de recherche visait à valider les indices de fissuration à chaud des logiciels ProCast et MagmaSoft. Plusieurs cas ont été étudiés et la tendance à la fissuration à chaud a été comparée aux résultats obtenus expérimentalement. Quatre paramètres de fonderie ont été étudiés : la préchauffe du moule, le pourcentage de zirconium de l'alliage de magnésium ZE41A, l'épaisseur du mur et le type de sable utilisé pour fabriquer le noyau. La préchauffe du moule devait diminuer le transfert thermique et augmenter le temps de vulnérabilité. La préchauffe du moule devait ainsi avoir pour effet de générer une fissure à chaud plus sévère. Les résultats numériques ont confirmé cette tendance. Cependant les résultats expérimentaux ont démontré la tendance inverse. En modifiant la forme et la taille de grains par la diminution du pourcentage de zirconium au sein de l'alliage la tendance à la fissuration à chaud devait augmenter. Cet effet a été observé numériquement et expérimentalement. L'augmentation de l'épaisseur du mur de l'anneau devait également augmenter la tendance à la fissuration à chaud en augmentant le temps de solidification dans cette région de la pièce. Les résultats expérimentaux ont démontré cet effet tandis que les résultats numériques n'ont

pas validé cette tendance. En effet, les différences obtenues sont faibles et se confondent avec l'erreur. Finalement la modification du type de sable utilisé pour fabriquer le noyau ne présente aucune différence significative sur les résultats expérimentaux. Les résultats numériques montrent une différence : la fissure à chaud est plus sévère avec l'utilisation de sable de zircone.

Les résultats de ce travail de recherche serviront de base pour les analyses subséquentes de pièces complexes. Ce travail contient de nombreuses informations utiles reflétant un travail de calibration afin de prédire si les résultats numériques présentent une tendance réelle de fissuration à chaud de la pièce. En plus d'avoir contribué directement à la base de données de P&WC, la majorité des résultats des coulées expérimentales ont confirmé les dires de la revue de littérature.

Ce travail démontre toutefois les limites des outils de simulation de procédés de fonderie. Certains résultats ont montré que l'analyse numérique ne converge pas vers des résultats générés expérimentalement. Les causes hypothétiques à l'origine de ces différences sont multiples : température et composition de l'alliage variant d'un essai à l'autre, carbonisation, humidité des moules et pression interne non uniformes, etc.

Cependant, il est impératif de mentionner les nombreuses contraintes qui rendent difficile le travail de simulation. La plupart des étapes du procédé de mise en forme par fonderie sont demeurées artisanales. Ces nombreuses manipulations augmentent la variation des paramètres de coulée. Ces variations dans le procédé complexifient l'analyse des défauts de remplissage ou de solidification et rendent également plus ardu le travail de simulation. Un projet devrait être consacré à l'analyse de l'impact des variations acceptées dans le processus de fonderie.

Il est possible que la difficulté rencontrée pour synthétiser cette information et la convertir en conditions initiales et conditions frontières pour des problèmes numériques entraîne des changements dans la façon de procéder des fonderies. Les limitations aujourd'hui rencontrées par les utilisateurs de logiciels de simulation agiront peut-être comme motivations afin d'améliorer la rigueur du procédé. De nombreuses améliorations pourraient découler de l'automatisation de certaines étapes qui sont difficilement contrôlables. Des efforts sont actuellement orientés dans ce sens et la simulation pourrait être une technologie qui mettra ces lacunes en évidence.

Références

- [AGH03] AGHION, E., BRONFIN, B., VON BUCH, F., SCHUMANN, S., FRIEDRICH, H. 2003. "Newly Developed Magnesium Alloys for Powertrain Applications". *JOM*. 55:11. 30-33.
- [ARR05] ARROYAVE, R., LIU, Z.-K. 2005. "Thermodynamics of Mg-Zn-Zr: Implication on the effect of Zr on grain refining of Mg-Zn alloys". *2005 TMS Annual Meeting, Feb 13-17 2005*. San Francisco, CA, United States : Minerals, Metals and Materials Society, Warrendale, PA 15086, United States. P. 203-208.
- [BAI00] BAILON, J.-P., DORLOT, J.-M. 2000. *Des Matériaux*. 3^e ed. Montréal : Presses internationales Polytechnique. 736p.
- [BIR02] BIRD, R.B., Steward, E.S., LIGHTFOOT, E.N. 2002. *Transport Phenomena*. 2e ed. USA : John Wiley & Sons. 895p.
- [BOS02] BOSSI, R.H., IDDINGS, F.A., WHEELER, G.C. 2002. "Nondestructive testing handbook". USA : Patrick O.Moore. P. 213-218.
- [BRA03] BRACCINI, M., SUERY, M., LAGUERRE, C., STUCKY, M. 2003. « Influence de l'affinage sur la fissuration a chaud des alliages d'aluminium-cuivre utilises en fonderie : Influence of grain refinement on hot tearing in aluminium-copper alloys used in foundry industries ». *Revue de Metallurgie. Cahiers D'Informations Techniques*. 100:2. 157-164.

- [BUS87] BUSK, R.S. 1987. *Magnesium products design*. New York : Marcel Dekker, Inc.
- [CAM03] CAMPBELL, J. 2003. *Castings*. 2e ed. Oxford: Elsevier. 337p.
- [DAV05] DAVIDSON, C., VIANO, D., LU, L., STJOHN, D. 2005. "Observation of crack initiation during hot tearing". *Shape Casting – The John Campbell Symposium – TMS 2005 Annual Meeting, Feb 13-17 2005*. San Francisco, CA, United States : Minerals, Metals and Materials Society, Warrendale, PA 15086, United States. P. 175-182.
- [DEV84] DE VRIENDT, A.B. 1984. « La transmission de la chaleur, Généralités, La conduction ». Québec : Gaëtan Morin.
- [EAS04] EASTON, M., WANG, H., STJOHN, D., SWEET, E. "An Analysis of the Effect of Grain Refinement on the Hot Tearing of Aluminium Alloys." *Materials Forum*, vol.28, p.224-229, 2004.
- [ECK76] ECKERT, E.R.G., GOLDSTEIN R.J. 1976. "Measurements in heat transfert". USA : Series in thermal and fluid engineering.
- [EML66] EMLEY, E.F. 1966. "Principles of Magnesium Technology". Oxford : Pergamon Press. P. 1013.
- [FAR00] FARUP, I., MO, A. 2000. "Two-phase modeling of Mushy zone parameters associated with hot tearing". *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 31:5. 1461-1472.
- [GAL94] GALVIN, P.-H. 1994, « Article M2350 : Métallurgie du Magnésium ». *Technique de l'ingénieur*.

- [HAN94] HANNART B., CIALTI F, VAN SCHALKWUK R 1994. "Thermal Stress in DC Casting of Aluminum Slabs: Application of a Finite Element Model". *Light Metals 1994*. 879-887.
- [HIL04] HILDEBRAND Z., M.QIAN , D.STJOHN , M.FROST 2004. "Influence of Zn on the soluble Zr content in Mg and the subsequent grain refinement by Zr". *Magnesium Technology 2004*. TMS 2004.
- [HOR05] HORT, N., DIERINGA, H., KAINER, K.U. 2005. "Hot Tearing of Magnesium Alloys". *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 58:4. 703-708.
- [HU02] HU, H., YU, A. 2002. "Numerical simulation of squeeze cast magnesium alloy AZ91D". *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 10:1. 1-11.
- [JAN99] JANSSON, P. 1999. "Article M3575 : Sable et matériaux de moulage de fonderie". *Techniques de l'ingénieur*
- [KAI03] KAINER, K.U., 2003. "Magnesium - Alloys and technologies". Allemagne : Wiley-VCH.
- [LAG67] LAGOWSKI, B. 1967. "Segregation and inclusions in zirconium-containing magnesium casting alloys". *Modern Casting*. 52:2. 87-114.
- [LAG00] LAGRENÉ, G. 2000. "Techniques de l'ingénieur: Fonderie de moulage des alliages de magnésium".
- [LAM02] LAMBERT, V. 2002. *Étude du transfert thermique a l'interface moule-métal durant le refroidissement de plaques coulées en alliage de magnésium AZ91E dans des moules de sable et de plâtre*. Université Laval.

- [LAN05] LANDRY, G. 2005. *Contrôle de la qualité et essais non destructifs, cours MTR4100*. École Polytechnique de Montréal, Matériaux.
- [LOU05] LOUGHNANE, T. 2005. "The effects of grain refinement on the castability of magnesium permanent mould castings". *Magnesium technology 2005*, San Francisco, USA. P. 309-314.
- [LUT88] Luther, N. 1988. *Castings Buyers Guide*. The American Foundrymen's Society, Des Plaines.
- [MAG05] MagmaSoft 4.4. www.magma-soft.com. 2005. Germany [Logiciels].
- [MIL03] Anonymous2003. "Military Handbook - MIL-HDBK-5H: Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures (Knovel Interactive Edition)". U.S. Department of Defense. P. 1721.
- [MOR04] MOREIRA, J., C.A. SILVA, R. 2004. "Confrontation of two solidification simulation software to a particular use into foundry industry". *Advanced Materials Forum II: proceedings of the II International Materials Symposium: Materials 2003 and XI Encontro Sociedade Portuguesa de Materials, 2003 MATERIAIS, Apr 14-16 2003*. Caparica, Portugal : Trans Tech Publications Ltd, Zurich-Ueticon, Switzerland. 455-456, P. 690-693.
- [MOR64] MORINAGA, T., WATANABE, H., MINEGISHI, T. 1964. "A fundamental study of the casting crack of light metal alloys (Relationships between the casting contraction stress and the hot strength)". Amsterdam.
- [PAR05] PARIONA, M.M., MOSSI, A.C. 2005. "Numerical simulation of heat transfer during the solidification of pure iron in sand and mullite molds". *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and*

Engineering. P. 399-406.

- [PIC03] PICHE, M., PELTON, A.D., BROCHU, C. 2003. "A thermodynamic database for magnesium alloys". *2003 Magnesium Technology, Mar 2-6 2003*. San Diego, CA, United States : Minerals, Metals and Materials Society, Warrendale, PA 15086, United States. P. 295-298.
- [POR81] PORTER, D.A., EASTERLING, K.E. 1981. "Phase Transformations in Metals and Alloys". Cornwall : Nelson Thornes.
- [PRA97] PRATT & WHITNEY CANADA *Introduction to non-destructive test training notes*.
- [PRO02] PROFFITT, H., H.I.L.C. 2002 "Magnesium and Magnesium Alloys". ASM Handbook.
- [PRO06] ProCast. 2006 "User Manual". ESI Group.
- [QIA02] QIAN, M., STJOHN, D.H., FROST, M.T. 2002. "Characteristic zirconium-rich coring structures in Mg-Zr alloys". *Scripta Materialia*. 46:9. 649-654.
- [RAP98] RAPPAZ, M., BELLET, M., DEVILLE, M. 1998. "Modélisation numérique en science et génie des matériaux". Lausanne : Presses Polytechniques et universitaires romandes.
- [RAP99] RAPPAZ, M., DREZET, JM, GREMAUD, M. 1999. "A New Hot Tearing Criterion". *Metallurgical and Materials Transactions*. 30A:2. 449-455.
- [RAP00] RAPPAZ, M., FARUP, I., DREZET, J.-M. 2000. "Study and modeling of hot tearing formation". *Proceedings of the Merton C. Flemings Symposium on Solidification and Materials Processing, Jun 28-30 2000*.

Cambridge, MA, United States : Minerals, Metals and Materials Society. P. 213-222.

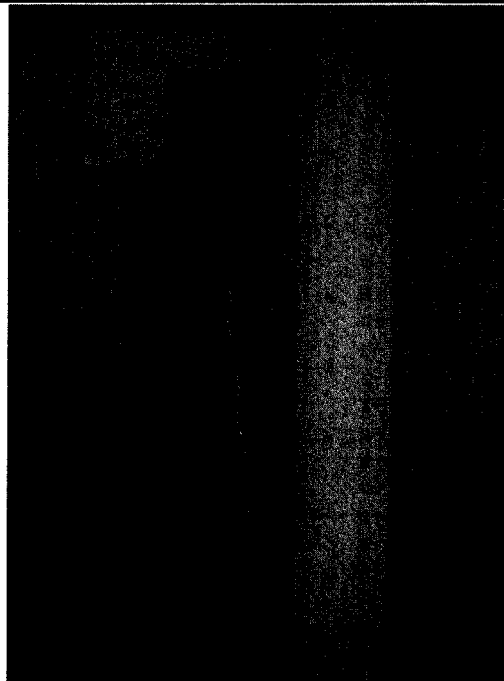
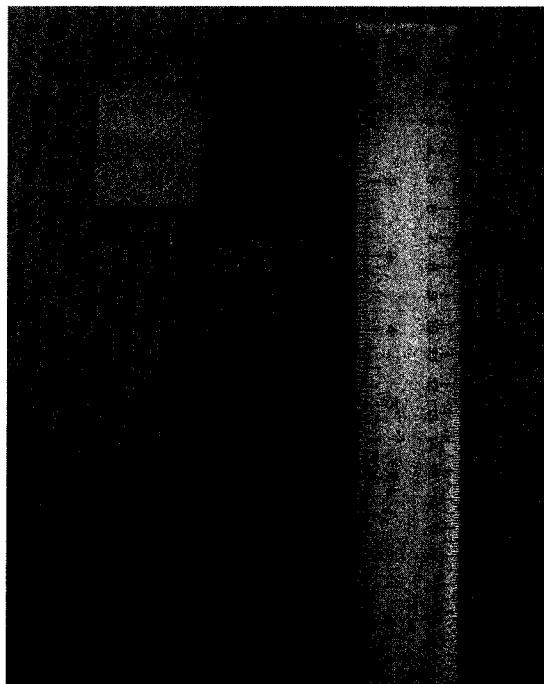
- [RAP03] RAPPAZ, M., DREZET, J.-M., GRASSO, P.-D., JACOT, A. 2003. "Hot tearing and coalescence: Two deeply-connected phenomena". *Proceedings of the Tenth International Conference on Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes, May 25-30 2003*. Destin, FL, United States : Minerals, Metals and Materials Society. P. 53-60.
- [STA04] STANGELAND, A., MO, A., NIELSEN, O., ESKIN, D., M'HAMDI, M. 2004. "Development of thermal strain in the coherent mushy zone during solidification of aluminum alloys". *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 35 A:9. 2903-2915.
- [STJ03] ST-JOHN D.H., DAHLE, A.K., ABBOT, T., NAVE, M.D., QIAN, M. 2003. "Solidification of cast magnesium alloys". *Magnesium Technology 2003*. Howard I.Kaplan.
- [TAK64] TAKUICHI MORINAGA, WATANABE, H., MINEGISHI, T. 1964. "A fundamental study of the casting crack of light metal alloys (Relationships between the casting contraction stress and the hot strength)". Amsterdam :
- [UPA95] UPADHYA G., CHENG S., CHANDRA U. 1995. "A Mathematical Model for Prediction of Hot Tears in Castings". *Light Metals* 1995. 1101-1108.
- [VEN05] VENKATESAN, A., GOPINATH, V.M., RAJADURAI, A. 2005. "Simulation of casting solidification and its grain structure prediction using FEM". *Journal of Materials Processing Technology*. 168:1. 10-15.

- [VON03] VON BUCH F. , MORDIKE, B.L. 2003. "Magnesium - Alloys and TechnologiesHigh-Temperature Properties of Magnesium Alloys". Allemagne : Wiley-VCH. P. 106.
- [WAN02A] WANG, Y.-P., WANG, Q.-D., WU, G., ZHU, Y.-P., DING, W.-J. 2002. "Hot-tearing susceptibility of Mg-9Al-xZn alloy". *Materials Letters*. 57:4. 929-934.
- [WAN02B] WANG, Y.-S., SUN, B., WANG, Q.-D., ZHU, Y.-P., DING, W.-J. 2002. "An understanding of the hot tearing mechanism in AZ91 magnesium alloy". *Materials Letters*. 53:1-2. 35-39.
- [WAN03A] WANG, Y.-S., WANG, Q.-D., MA, C.-J., DING, W.-J., ZHU, Y.-P. 2003a. "Effects of Zn and RE additions on the solidification behaviour of Mg-9Al magnesium alloy". *Materials Science and Engineering A*. 342:1-2. 178-182.
- [WAN03B] WANG, Y.-S., WANG, Q.-D., MA, C.-J., DING, W.-J., ZHU, Y.-P. 2003b. "Hot-tearing susceptibility of Mg-9Al-xZn-yRE alloys". *Zhongguo Youse Jinshu Xuebao/Chinese Journal of Nonferrous Metals*. 13:1. 40.

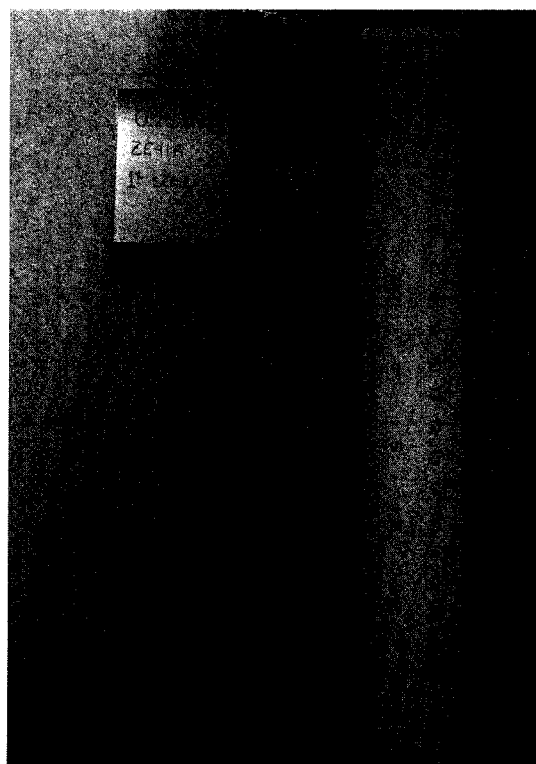
Annexe A

Essais pour l'étude de l'impact de la variation de l'épaisseur du mur

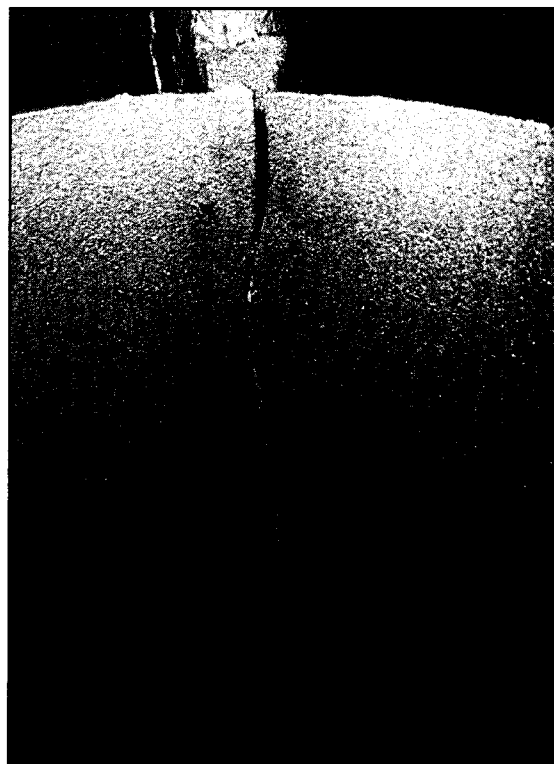
Identification de la pièce: 1
Alliage: ZE41A,
0.83% Zr
Sable du noyau: Silice
Préchauffe du moule: Oui
Épaisseur du mur: 0.15 po.
(3.7 mm)



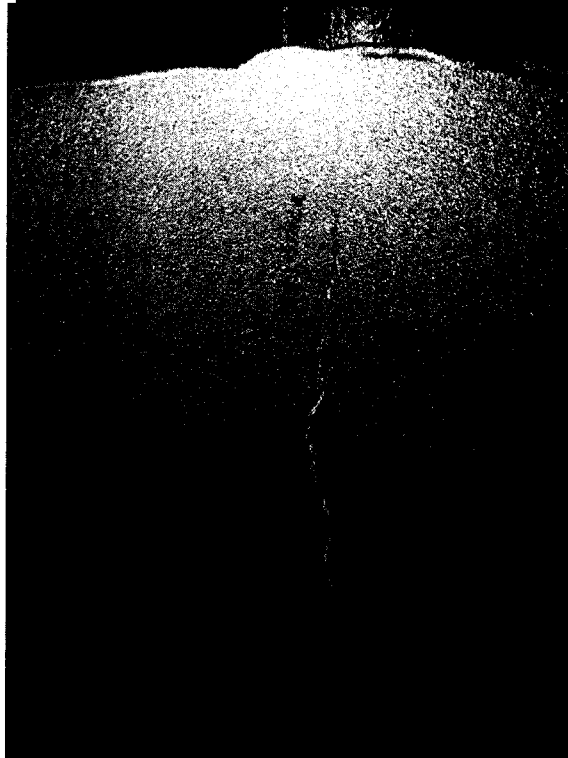
Identification de la pièce: 2
Alliage: ZE41A,
0.83% Zr
Sable du noyau: Silice
Préchauffe du moule: Oui
Épaisseur du mur: 0.25 po.
(6.1 mm)



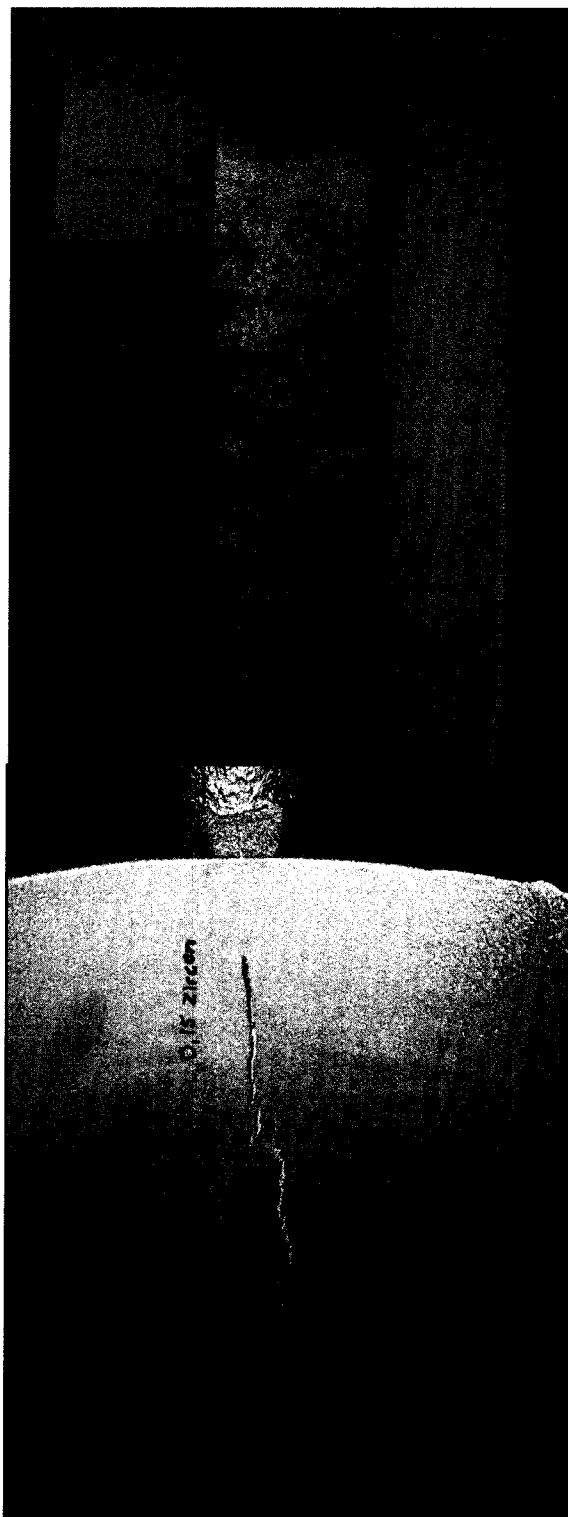
Identification de la pièce: 3
Alliage: ZE41A,
0.83% Zr
Sable du noyau: Silice
Préchauffe du moule: Non
Épaisseur du mur: 0.15 po.
(3.7 mm)



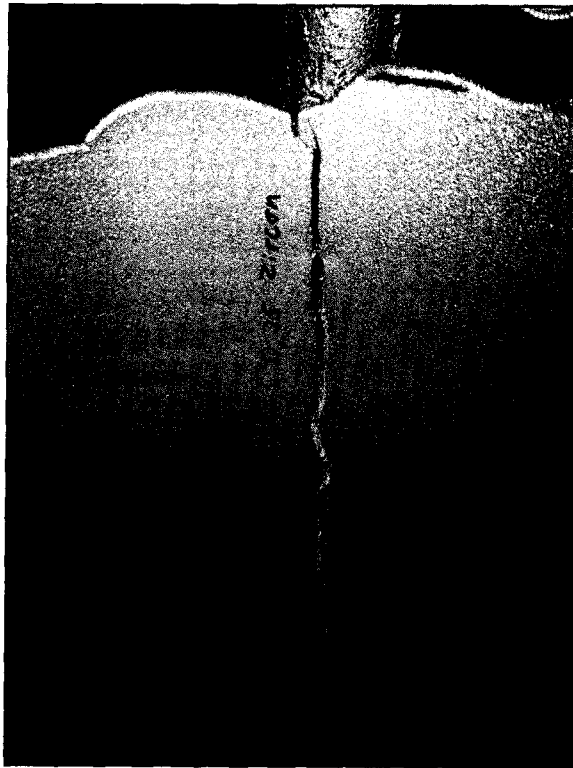
Identification de la pièce: 4
Alliage: ZE41A,
0.83% Zr
Sable du noyau: Silice
Préchauffe du moule: Non
Épaisseur du mur: 0.25 po.
(6.1 mm)



Identification de la pièce: 5
Alliage: ZE41A,
0.83% Zr
Sable du noyau: Zircone
Préchauffe du moule: Non
Épaisseur du mur: 0.15 po.
(3.7 mm)



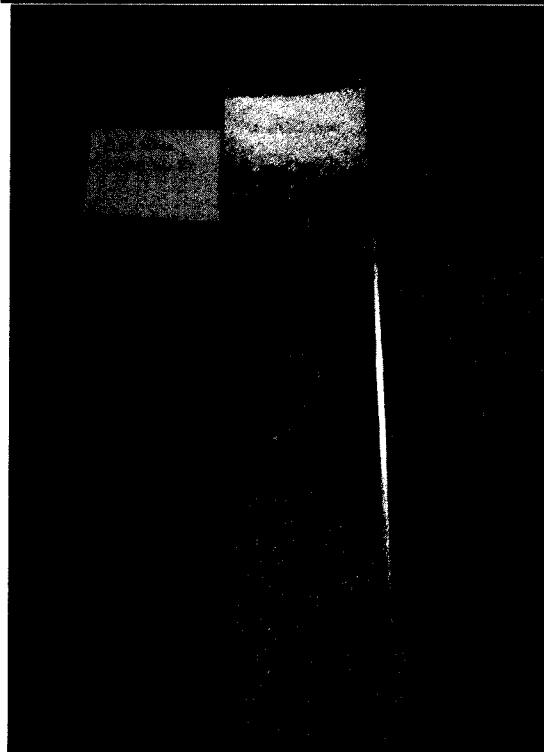
Identification de la pièce: 6
Alliage: ZE41A,
0.83% Zr
Sable du noyau: Zircon
Préchauffe du moule: Non
Épaisseur du mur: 0.25 po.
(6.1 mm)



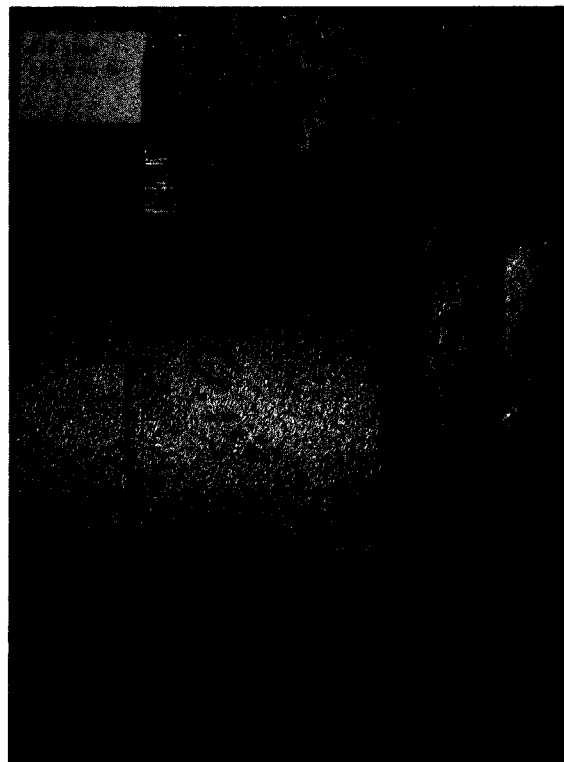
Identification de la pièce: 7
Alliage: ZE41A,
0.83% Zr
Sable du noyau: Silice
Préchauffe du moule: Non
Épaisseur du mur: 0.15 po.
(3.7 mm)



Identification de la pièce: 8
Alliage: ZE41A,
0.83% Zr
Sable du noyau: Silice
Préchauffe du moule: Non
Épaisseur du mur: 0.25 po.
(6.1 mm)



Identification de la pièce: 9
Alliage: ZE41A,
0.83% Zr
Sable du noyau: Zircon
Préchauffe du moule: Non
Épaisseur du mur: 0.15 po.
(3.7 mm)



Identification de la pièce: 10
Alliage: ZE41A,
0.83% Zr
Sable du noyau: Zircon
Préchauffe du moule: Non
Épaisseur du mur: 0.25 po.
(6.1 mm)

