

Rupture à chaud dans les aciers au cours de leur solidification : caractérisation expérimentale et modélisation thermomécanique

Olivier Cerri

▶ **To cite this version:**

Olivier Cerri. Rupture à chaud dans les aciers au cours de leur solidification : caractérisation expérimentale et modélisation thermomécanique. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2007. Français. NNT : 2007ENMP1494 . tel-00239189

HAL Id: tel-00239189

https://pastel.hal.science/tel-00239189

Submitted on 5 Feb 2008

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

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

ECOLE DES MINES
DE PARIS

Ecole Doctorale 364 : Sciences Fondamentales et Appliquées

N°attribué par la bibliothèque

|__|__|__|__|__|__|__|__|__|__|__|

T H E S E

pour obtenir le grade de
Docteur de l'Ecole des Mines de Paris
Spécialité «Sciences et Génie des Matériaux»

présentée et soutenue publiquement par

M. Olivier CERRI

Soutenue le 20 décembre 2007

RUPTURE A CHAUD DANS LES ACIERS AU COURS DE LEUR SOLIDIFICATION

—

CARACTERISATION EXPERIMENTALE ET MODELISATION THERMOMECANIQUE

Directeurs de thèse : Michel BELLET, Yvan CHASTEL

Jury :

M.	Michel SUERY	Président
Mme	Anne-Marie HABRAKEN	Rapporteur
Mme	Véronique FAVIER	Rapporteur
M.	Manuel BOBADILLA	Examinateur
M.	Michel BELLET	Examinateur
M.	Yvan CHASTEL	Examinateur

Remerciements

Cette thèse s'est déroulée au Centre de Mise en Forme des Matériaux (CEMEF), laboratoire de l'Ecole des Mines de Paris, en collaboration avec les sociétés ArcelorMittal (ARSA et Industeel), Ascométal, et Aubert et Duval.

Mes directeurs de thèse Michel BELLET et Yvan CHASTEL ont eu une formidable inspiration en composant une étude qui cherchait à obtenir une modélisation valable (du phénomène de fissuration à chaud) à partir d'un travail expérimental plein d'embûches ; je tenais donc à les remercier avant tout pour cela ! En effet, ce subtil cocktail a été extrêmement formateur en m'obligeant à prendre du recul sur la (dure?) réalité des choses et la façon dont on l'aborde pour traiter un problème donné. Ils ont su m'orienter et me conseiller de façon judicieuse, et ce, particulièrement à des moments où ce travail de prospection menaçait de mener vers des impasses ou d'entraver le bon déroulement de la thèse en nous faisant faire perdre trop de temps.

Je remercie très sincèrement Anne-Marie HABRAKEN, Professeur à l'Université de Liège (Département ArGEnCo) et Véronique Favier, Maître de conférence à l'ENSAM Paris (LIM), d'avoir lu et examiné attentivement ce mémoire et d'avoir accepté d'en être les rapporteurs. Ma reconnaissance va également à Michel Suéry qui m'a fait l'honneur d'être le président du Jury de thèse, ainsi qu'à Manuel BOBADILLA qui a accepté d'examiner ce travail.

La mise en place d'un nouvel essai de laboratoire a nécessité l'implication de nombreuses personnes de terrain. Tout d'abord, la conception du dispositif Crickacier a été rendue possible grâce à l'expérience et au travail d'Alain LE FLOC'H et de Francis FOURNIER. La réalisation du dispositif et le bon déroulement des essais est l'œuvre de Simon BECKER, Lionel FREIRE (obrigado Elio para a tua hospitalidade), Thierry COLIN et l'expérimenté (heureusement que cela compense!) Marc BOUYSSOU. Merci pour votre convivialité ! Tu remarqueras Marc que j'ai mis le meilleur pour la fin ; non, ce n'est pas en référence à l'ordre d'arrivée lors de la dernière course de Kart …

Ensuite, il a fallu comprendre dans quel plat on mettait les pieds : un grand merci donc à Suzanne JACOMET et Bernard TRIGER pour leur disponibilité. Mes pensées vont aussi à Michel PERRIN et Gilbert FIORUCCI pour leur aide, sans oublier Monique REPOUX et Charles-André GANDIN.

Ce travail a pu s’effectuer grâce au soutien financier ainsi que technique apporté par les différents partenaires du projet Crickacier (ArcelorMittal, Ascométal, et Aubert et Duval). Je les en remercie pour leur contribution active et plus particulièrement Romain Forestier et Joëlle Demurger (Ascométal), Vincent Schmitt et Philippe EGEA (Aubert et Duval), Isabelle Poitrault-Guillemin (ArcelorMittal/Industeel) ainsi que Manuel BOBADILLA (ArcelorMittal/ARSA).

Et maintenant un grand merci à tous les collègues qui ont permis de mettre un peu de ciel bleu dans la grisaille quotidienne. First, D.E. SIXTEEN (David, Elie, Marc) IS THE BEST ! (enfin, malgré la présence du businessman Elie aux téléphones). Ensuite, on peut citer Yoann, Ludo, Makhlouf, Omar, Martin, Hicham, Denis, Christophe, Seb et tous les autres.

.

« Seul celui qui porte la charge
sait combien elle pèse »
proverbe arabe

« Celui qui déplace la montagne,
c'est celui qui commence à enlever les petites pierres »
Confucius

Table des matières

Introduction **7**

Problématique 7

Approche proposée 7

Chapitre 1 : Introduction à la fissuration à chaud **11**

I. Problématique industrielle 12

II. La rupture à chaud dans les aciers 16

III. Critères de rupture à chaud 24

IV. Caractérisation de la rupture à chaud 37

V. Conclusion 43

Références bibliographiques 44

Chapitre 2 : Conception d'un essai de solidification contrariée : l'essai Crickacier **49**

I. Définition d'un nouveau moyen d'essai 50

II. Conception de l'essai 52

III. Discussion 62

IV. Bilan de la conception 67

Références bibliographiques 68

Chapitre 3 : Campagne expérimentale et analyse des résultats expérimentaux **69**

I. Introduction 70

II. Campagne expérimentale 74

III. Analyse de l'influence qualitative des paramètres 'procédé' 79

IV. Observations expérimentales de la 'criquabilité' 86

V. Discussion 103

VI. Conclusion 112

Références bibliographiques 113

Chapitre 4 : Modélisation de la fissuration à chaud **115**

I. Présentation du logiciel THERCAST® 116

II. Modélisation de la fissuration à chaud 120

III. Modélisation de l'essai Crickacier 128

IV. Etudes numériques de différentes configurations 134

V. Discussion 145

VI. Conclusion 151

Références bibliographiques 152

Chapitre 5 : Analyse thermomécanique de l'essai de cintrage de lingots 155
I. Description de l'essai 156
II. Résultats expérimentaux 160
III. Modélisation numérique de l'essai de cintrage 164
IV. Analyse critique des critères de fissuration à chaud 179
V. Discussion 191
VI. Conclusion 195
Références bibliographiques 196

Conclusion et perspectives 199
Bilan du travail réalisé 199
Applications et perspectives 201
Références bibliographiques 203

Introduction

Problématique

La rupture à chaud, ou crique à chaud (« hot tear » en anglais) est un défaut majeur en solidification (ou en refusion), qui conduit au rebut de nombreuses pièces dans différents procédés industriels tels que la solidification en lingotière, la coulée continue de billettes et brames, le soudage, les procédés de refusion d'électrodes. Elle correspond à l'ouverture de criques en fond de zone pâteuse, c'est-à-dire dans les régions à haute fraction de solide (typiquement 0.9 et au-delà), lorsque ces régions sont soumises à des déformations favorisant la mise en traction des films liquides résiduels. L'ouverture de ces criques donne lieu soit à des filets ségrégés, par appel de liquide fortement chargé en éléments d'alliage, soit carrément à des fissures au sein du produit solidifié lorsque la pression interstitielle de liquide est insuffisante pour compenser leur ouverture.

Le phénomène est complexe car les origines de ces déformations sont multiples et le plus souvent combinées. En ce qui concerne les aciers, la fissuration à chaud résulte de diverses origines.

- ✓ **Origine métallurgique**. L'influence de l'alliage s'exprime en premier lieu à travers sa composition chimique : de manière générale plus l'alliage a un intervalle de solidification important, plus il est sensible à la fissuration à chaud. Ainsi, par exemple, les effets de la **microségrégation** tiennent une place importante, et certains éléments (e.g. le soufre et le phosphore) peuvent se révéler avoir une influence tout à fait néfaste. D'autre part, le rôle de la **transformation ferrite-austénite** est connu. Le retrait associé à cette transformation génère des déformations dans les régions environnantes. Les nuances pour lesquelles la transformation ferrite-austénite a lieu à haute température montrent des déformations plus importantes du fait de la moindre consistance du métal, ce qui peut alors affecter la zone pâteuse et provoquer la rupture.

- ✓ **Origine mécanique et géométrique**. **En coulée en moule** tout particulièrement, la sollicitation mécanique du métal à l'état pâteux provient principalement des effets de retrait combinés à la résistance mécanique que le moule oppose à la pièce se solidifiant. Certaines zones sont alors mises en tension alors même que leur solidification n'est pas achevée.

- ✓ **Origine thermique**. En **coulée continue**, l'ensemble de la zone semi-solide est soumis à un état de contrainte et de déformation complexe lié à la solidification de la peau, et en particulier à l'intensité du refroidissement de cette dernière. Dans le cas de la **coulée de brames**, les effets mécaniques sont exacerbés du fait des sollicitations résultant du cintrage/décintrage, du passage entre les rouleaux et du gonflement entre ces derniers sous l'effet de la pression métallostatique.

- ✓ Ces **effets** se retrouvent aussi **combinés** dans le cas du **soudage**, où le cordon est soumis à des sollicitations thermomécaniques associées à des vitesses de refroidissement rapides et des gradients de température très sévères.

Approche proposée

Ces travaux visent à l'identification de critères permettant de prédire la formation ou de mettre en évidence un risque de formation de criques à chaud, et ce pour les différents domaines d'application cités précédemment. Le sujet associe un volet expérimental (définition, construction et utilisation d'un essai instrumenté, analyses microstructurales) et un volet modélisation numérique (simulation de l'essai par éléments finis). On cherchera à privilégier des critères dont les paramètres pourront être identifiés à partir des essais réalisés, et compatibles

avec les modèles de simulation thermomécanique de la solidification tels que le logiciel THERCAST®, développé au CEMEF et à Transvalor.

Le **premier chapitre** de ce mémoire passe en revue les principales études qui ont été menées auparavant sur la fissuration à chaud. Nous nous intéressons ainsi à la façon dont elle est couramment modélisée dans la littérature, pour ensuite étudier les principaux types d'essais qui permettent de tester la sensibilité des alliages à ce phénomène. Au final, cette revue bibliographique permet de dégager les critères et essais les plus pertinents vis-à-vis des objectifs de ce travail de thèse.

Les chapitres II et III sont consacrés au nouveau dispositif expérimental développé et mis en œuvre au CEMEF pour les besoins de cette étude. La phase de conception et de mise au point de l'essai *Crickacier* est présentée dans le **chapitre 2** tandis que les principaux résultats expérimentaux sont abordés dans le **chapitre 3**. Ces essais ont été effectués sur deux nuances d'acier différentes (40CrMnNiMo8 et 100Cr6), et pour diverses configurations de test. Ce nouveau dispositif a été conçu de manière à faire apparaître dans un essai de laboratoire, des défauts similaires à ceux observés dans les procédés industriels (coulée continue, voie lingot), et ce dans des conditions identifiables et discriminantes.

Dans le **quatrième chapitre**, diverses confrontations entre prédictions des critères et résultats expérimentaux montrent l'importance de l'histoire thermomécanique vis-à-vis de l'apparition de criques à chaud. Divers critères de la littérature ont été implantés dans le code éléments finis 3D THERCAST®. L'évaluation de ces différents critères dans le contexte de la modélisation thermomécanique de l'essai Crickacier, met en lumière les critères les plus pertinents et en disqualifie certains. L'objectif est alors de sélectionner un ou des critère(s) qui soi(en)t capable(s), non seulement de reproduire qualitativement les sites fissurés, mais aussi de prédire quantitativement l'apparition de fissures à chaud.

Le **chapitre 5** présente l'analyse thermomécanique d'essais de cintrage de lingots en cours de solidification, réalisés à une échelle semi-industrielle dans les années 80 par l'IRSID. L'intérêt de ces essais est qu'ils ont été pratiqués sur un large éventail de nuances, ce qui permet de procéder à une nouvelle évaluation des critères. Au final, nous avons proposé un nouveau critère directement adapté à une utilisation dans un code de calcul de thermomécanique de la solidification comme THERCAST®.

Chapitre 1 : Introduction à la fissuration à chaud

I. Problématique industrielle 12
I.1 Contexte du projet 12
I.2 Les procédés industriels 12
I.2.1 La coulée continue d'acier 12
I.2.2 La voie lingot 14
I.3 Bilan 15
II. La rupture à chaud dans les aciers 16
II.1 Stades de solidification de la zone pâteuse 16
II.2 Différents modes de rupture 18
II.2.1 Observations expérimentales 18
II.2.2 Bilan des observations 20
II.3 Les paramètres influents de la fissuration à chaud 21
II.3.1 Influence de l'alliage (composition chimique) 21
II.3.2 Influence de la microstructure 22
II.3.3 Influence du chargement thermomécanique 22
II.4 Bilan 23
III. Critères de rupture à chaud 24
III.1 Introduction 24
III.2 Critères phénoménologiques 24
III.2.1 Critère de Clyne et Davies ([Clyne, 1979]) 24
III.2.2 Critère de Feurer ([Feurer, 1977]) 24
III.2.3 Critère de Katgerman ([Katgerman, 1982]) 25
III.2.4 Le critère R.D.G. (Rappaz, Drezet et Gremaud, 1999) 26
III.3 Critères d'inspiration mécanique du solide 31
III.3.1 Critères en déformation 31
III.3.2 Critères en vitesse de déformation 32
III.3.3 Critères en contrainte 33
III.4 Bilan 34
III.4.1 Premiers retours d'expérience 34
III.4.2 Bilan sur les critères 35
III.4.3 Eléments de choix d'un critères 36
IV. Caractérisation de la rupture à chaud 37
IV.1 Essais en cours de solidification 37
IV.1.1 Test de l'anneau 37
IV.1.2 Doigt froid 38
IV.1.3 Os de chien 38
IV.1.4 Essais sous chargement mécanique à l'état semi-solide 39
IV.2 Essais de refusion locale 41
IV.3 Bilan comparatif 42
V. Conclusion 43
Références bibliographiques 44

I. Problématique industrielle

I.1 Contexte du projet

Ce travail s'inscrit dans le cadre d'un consortium regroupant quatre acteurs industriels majeurs dans le domaine de l'acier (ArcelorMittal/ARSA, Ascométal, Aubert et Duval, et ArcelorMittal/Industeel). Ce projet vise à développer une méthodologie expérimentale permettant de mettre en évidence les risques de formation de criques à chaud. En effet, l'apparition de ces criques constitue une source importante de rebuts au sein de l'industrie métallurgique. Les pertes financières qui en découlent sont souvent inacceptables : plusieurs dizaines de milliers d'euros pour un lingot rebuté (environ 200 tonnes). Le but final de cette étude est donc de limiter l'apparition de ce type de défauts dans les procédés industriels. On distingue deux grandes classes d'opérations d'élaboration.

I.2 Les procédés industriels

I.2.1 La coulée continue d'acier

Pour schématiser le procédé, on peut le décrire de la manière suivante : l'acier en fusion contenu dans une poche est coulé dans une lingotière sans fond maintenue à basse température par un système de refroidissement (Figure 1(a)). L'acier liquide, au contact avec la lingotière, va se solidifier et une peau solide commence ainsi à se former. On parle de refroidissement primaire. Sous la lingotière sont disposés des rouleaux extracteurs qui font avancer le produit dans la machine à vitesse constante. Entre ces rouleaux, un deuxième système de refroidissement est constitué de jets d'eau ; on parle alors de refroidissement secondaire. Au fur et à mesure que le produit progresse dans la machine, l'épaisseur de la couche solidifiée augmente et l'acier liquide tend à disparaître pour obtenir en fin de procédé un produit complètement solidifié (Figure 1(b)). Au cours de ce refroidissement, l'acier passe par trois états : liquide, pâteux (mélange liquide/solide) et solide. Une fois sa solidification terminée, le produit est découpé en tronçons et envoyé vers un parc de stockage ou plus directement vers un four avant d'être laminé.

(a) (b)

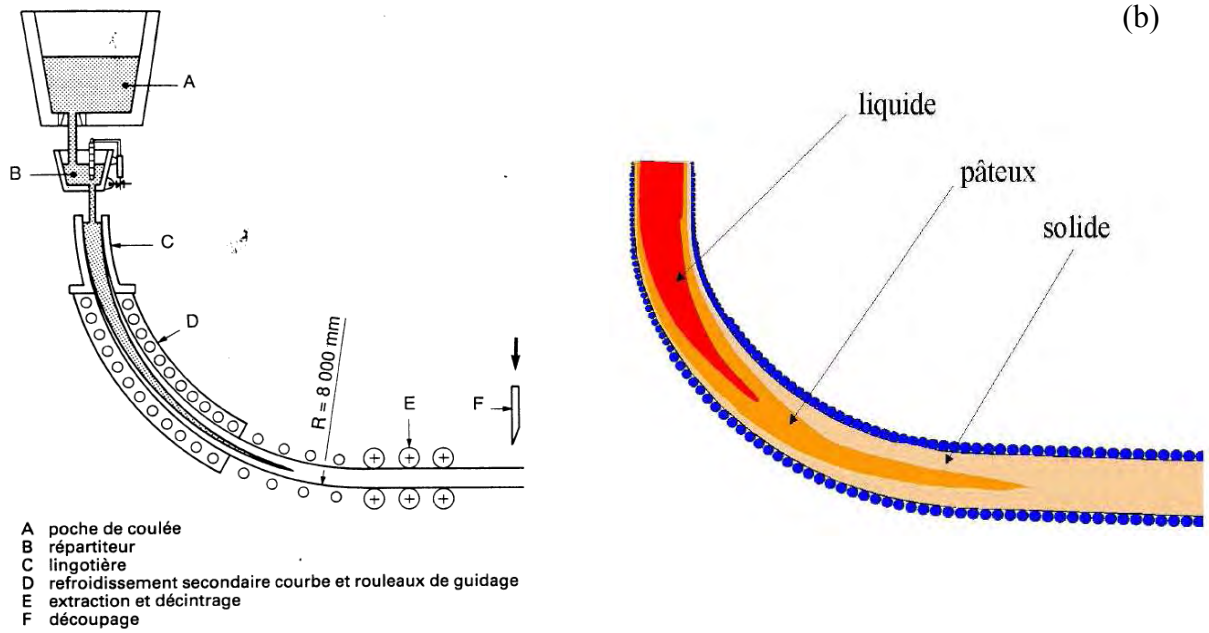


Figure 1 : La coulée continue d'acier

(a) Schéma en coupe d'une machine de coulée.

(b) Etat thermo-physique de l'acier lors de la coulée continue (épaisseur du produit exagérée).

Les axes de recherche actuels s'inscrivent dans une logique qui vise à améliorer sans cesse la qualité des produits. Cette qualité des produits bruts de coulée revêt deux aspects : la qualité de

surface et la qualité interne. Une surface de qualité signifie absence de fissures de surface (criques), de défauts d'aspects et limitation des inclusions non-métalliques piégées sous la surface du produit. Les principaux défauts internes (qualité interne) que présentent les produits de coulée continue sont les ségrégations majeures et les criques internes. Les ségrégations majeures (ségrégations centrales ou ségrégations en V) se forment dans la partie basse de la machine de coulée continue, au voisinage de la fin de solidification (Figure 2). Les criques internes ségrégées peuvent se former tout au long de la machine. Garantir une qualité des produits coulés en continu nécessite des réglages très sophistiqués des machines de coulée qui dépendent fortement de la nuance d'acier. L'amélioration permanente de la productivité et de la qualité des produits bruts de coulée, qui sont difficiles à couler en continu, nécessite d'adopter de nouveaux réglages des machines et de mettre en place de nouveaux moyens d'actions en ligne (réduction mécanique du produit en cours de solidification, refroidissement intense du produit, mode de lubrification en lingotière de coulée continue, brassage électromagnétique...).

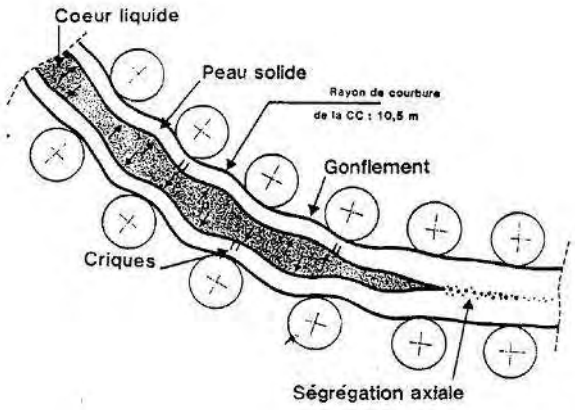
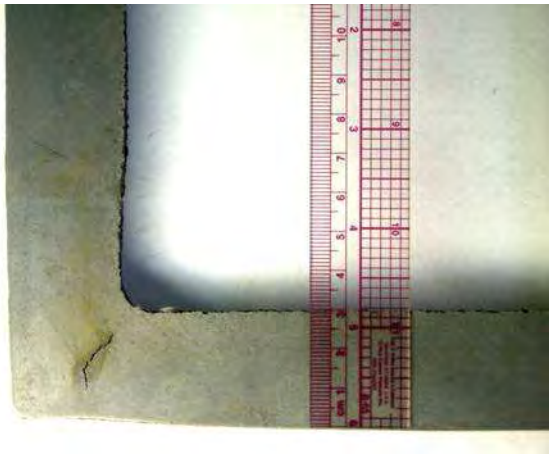


Figure 2 : Principaux défauts rencontrés en coulée continue ([Kraemer, 1986])

Au cours de sa solidification, le produit subit un ensemble complexe de sollicitations thermomécaniques (cintrage de la brame à cœur liquide, décintrage éventuel, sollicitations cycliques, problème d'alignement des rouleaux, gonflement entre les rouleaux dû à la pression ferrostatique, inhomogénéités excessives dues à des évolutions thermiques mal maîtrisées…) qui peuvent justifier l'apparition de criques à chaud comme illustré en Figure 3.

(a)





(b)

Figure 3 : Exemples de Criques à chaud rencontrées en coulée continue d'acier

(a) Crique d'angle (crique interne) survenue dans un bloom carré (175mm) ([Li, 2003]), (b) [Bernhard, 2000]

Par expérience, le risque d'apparition de ce type de défauts est d'autant plus considérable dans le cas d'aciers spéciaux où l'intervalle de solidification est important. Ceci mène donc à une perte

de productivité conséquente sur ce type de nuance, car l'industriel est contraint de réduire la vitesse de coulée pour voir le risque de fissuration décroître.

I.2.2 La voie lingot

Cette étude concerne également le procédé de fonderie et plus particulièrement la voie lingot. La Figure 4(a) présente le dispositif mis en œuvre pour couler des gros lingots méplats. Lors de la solidification de la pièce, on assiste –de la même manière qu'en coulée continue– à des évolutions thermiques (cf. Figure 4(b)) chimiques et mécaniques (cf. Figure 5) au sein du lopin qui conduisent à une solidification non homogène de la pièce.

(a) (b)

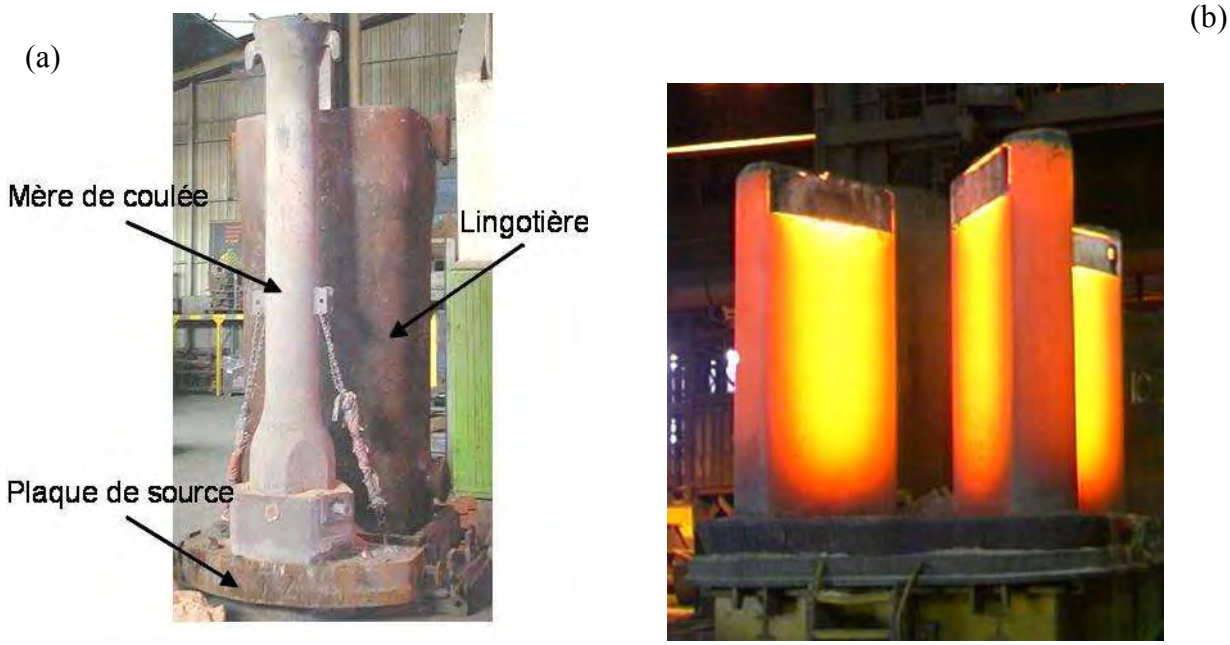


Figure 4 : Dispositif de coulée en source de gros lingots méplats (a), lingots en cours de solidification (b) (source : Industeel)

Ces évolutions dépendent bien entendu de la géométrie de la pièce, mais aussi de la nuance et du procédé (poudre exothermique, matériaux mis en œuvre dans le dispositif, conditions de refroidissement…).

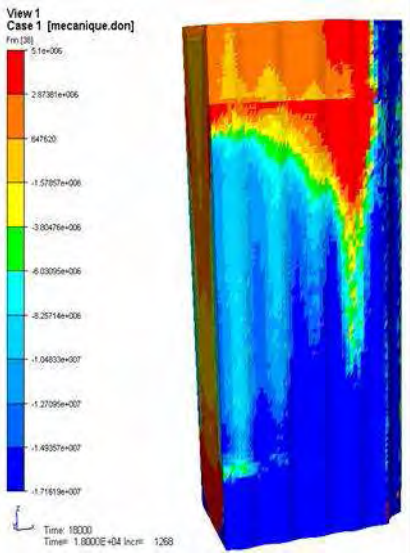


Figure 5 : Prédiction des contraintes en surface au cours de la solidification d'un lingot

(source : Industeel)

Au final, on observe par exemple des taux de rebut nettement plus importants sur certaines géométries, autant dans le cas de lingots (Figure 6(a)) que dans celui d'électrodes (Figure 6(b)).

(a)





(b)

Figure 6 : Observation de fissures à chaud

(a) Cas d'un gros lingot cylindre (source : Industeel)

(b) Cas d'une électrode (source : Aubert et Duval)

Industeel produit environ 191 kt par an d'aciers par voie lingot ; 10% de cette production présente des criques en surface qui doivent ensuite être éliminées par des opérations de décriquage ou d'usinage.

I.3 Bilan

Cette étude s'inscrit dans une démarche générale, voire générique, visant à optimiser les procédés industriels en conciliant qualité des produits et productivité au travers l'utilisation de codes de calculs. L'objectif final de ce travail est de fournir aux partenaires du projet un outil prédictif permettant de limiter au maximum l'apparition des criques à chaud. Pour cela, ce nouvel outil devra obligatoirement être adapté à l'échelle du procédé (produits dépassant allègrement la tonne) ce qui implique des domaines de calculs colossaux. A titre d'exemple, pour une coulée de brame épaisse, le puits liquide se situe à 10 mètres en dessous du ménisque, le puits pâteux à environ 20 mètres.

Au vu du contexte, le code de calcul THERCAST® apparaît alors être le candidat idéal pour recevoir cet outil. Le logiciel permet aux industriels d'optimiser la fabrication de leurs pièces existantes et constitue une aide précieuse pour la mise au point de nouvelles pièces, et ce, suite a des développements sucessifs réalisés au laboratoire et à Transvalor.

Intéressons-nous maintenant à la phénoménologie de la fissuration à chaud afin de déterminer ce qui semble justifier l'apparition de ce type de défauts.

II. La rupture à chaud dans les aciers

Ce paragraphe se propose d'aborder l'ensemble des phénomènes impliqués dans la fissuration à chaud.

II.1 Stades de solidification de la zone pâteuse

Du point de vue thermodynamique, la solidification est la transformation de l'état liquide à l'état solide ; cela donne au matériau une structure résultant des transferts de chaleur et des gradients de température agissant à l'échelle du produit, et des transferts de solutés agissant à l'échelle de l'interface. Ce changement d'état se fait de façon continue, et la zone où coexistent la phase solide et la phase liquide est appelée 'zone pâteuse' ; le domaine de température délimitant le début et la fin de la solidification est appelé 'intervalle de solidification'. Ce domaine semi-solide peut être décomposé en différents stades (Figure 7(a)) comme l'ont suggéré Dahle et Arnberg ([Dahle, 1996]). Notons que, dans certaines conditions, le transport de soluté peut également avoir lieu à l'échelle du produit ; cette hétérogénéité est appelée macroségrégation.

(a) (b)

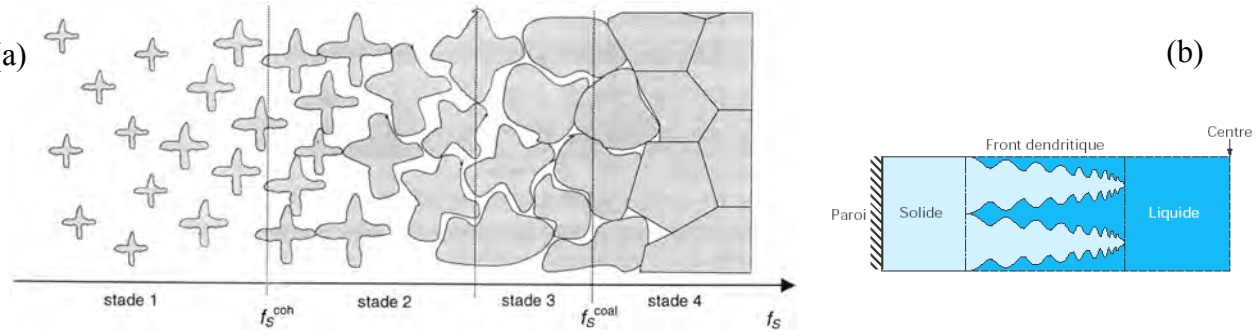


Figure 7 : Schémas illustrant la solidification d'alliages métalliques.

(a) Différents stades de solidification (cas d'une structure équiaxe).

(b) Croissance dendritique du front de solidification en coulée continue (structure colonnaire).

Pendant le **premier stade**, les dendrites flottent librement dans le liquide, la zone pâteuse se comporte comme une suspension. Lorsque les dendrites commencent à former un réseau connecté, on atteint le **second stade** où la fraction de solide seuil est appelée 'fraction solide de cohérence' (f_s^{coh}). Le liquide peut encore circuler aisément à travers le réseau. Par la suite, et au fur et à mesure que l'alliage se solidifie, le réseau dendritique devient de plus en plus dense et seuls de fins films liquides subsistent entre les grains solides ; la perméabilité du réseau poreux chute : on atteint le **stade 3**. A partir de la fraction solide de coalescence f_s^{coal} (**stade 4**), des ponts solides se forment entre les grains, ce qui isole le liquide résiduel dans des poches. Dans la littérature, en ce qui concerne les alliages d'aluminium, on trouve des valeurs de f_s^{coh} allant de 0.15 à 0.6 selon la morphologie des particules solides et le type d'essais mis en œuvre pour la caractériser ([Eskin, 2004a], [Decultieux, 1996]). Les valeurs de f_s^{coal} se situent autour de 0.96-0.97 pour des alliages Al-Cu ([Braccini, 2000], [Ludwig, 2004]).

La Figure 8 illustre schématiquement différentes régions dans le cas d'une morphologie colonnaire.

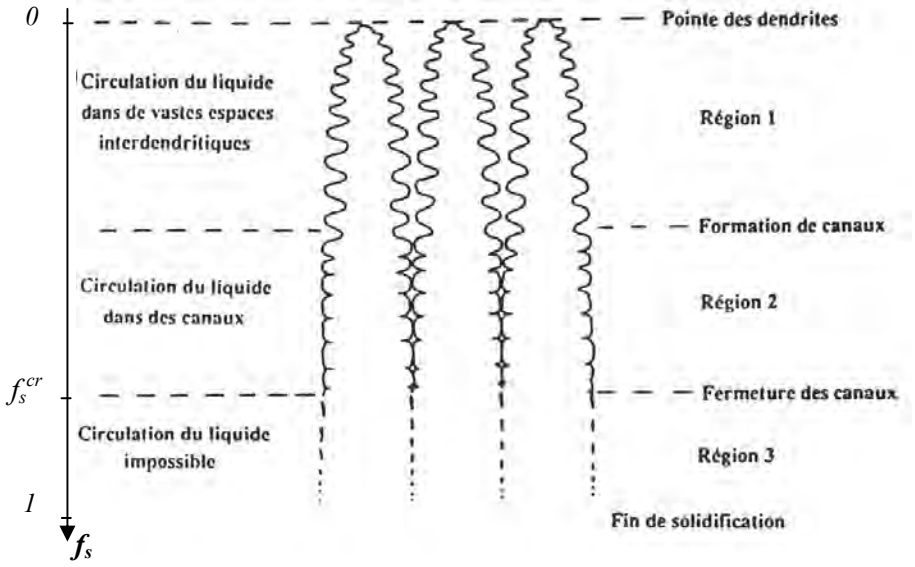


Figure 8 : Localisation des zones fragiles au niveau du mélange pâteux ([Wintz, 1994])

Dans les **régions 1 et 2**, le mouvement relatif entre les phases liquide et solide permet à la zone pâteuse d'absorber les sollicitations thermomécaniques extérieures. Les zones sensibles à la fissuration à chaud seront situées dans la **région 3** (région où les films de liquide résiduels se retrouvent piégés) ; la perméabilité de la zone pâteuse chute brutalement en toute fin de solidification (cf. Figure 9).

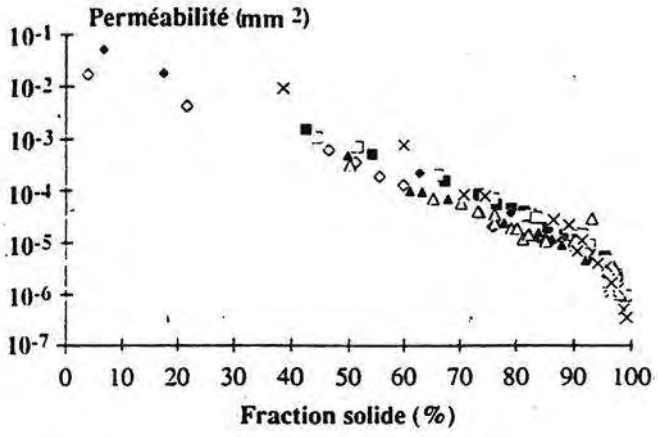


Figure 9 : Evolution de la perméabilité de la zone pâteuse en fonction de la fraction solide ([Wintz, 1994])

II.2 Différents modes de rupture

II.2.1 Observations expérimentales

Des essais de traction uniaxiale sur des alliages d'aluminium à l'état pâteux ([Braccini, 2000], [Ludwig, 2004]) ont permis de confirmer le rôle important de la fraction solide f_s sur le comportement du matériau dans le cas d'une structure majoritairement équiaxe. En effet, comme le montre la Figure 10, on peut distinguer plusieurs étapes :

- ✓ $f_s < f_s^{coh}$: Le matériau se comporte comme un fluide visqueux sans tenue en traction (**stade 1** de la Figure 7).
- ✓ $f_s^{coh} < f_s < f_s^{coal}$: Apparition d'une résistance mécanique σ, on assiste également à une perte nette de ductilité ε (**stades 2 & 3** de la Figure 7).
- ✓ $f_s^{coal} < f_s$: Augmentation rapide de la contrainte et de la déformation à rupture de la zone pâteuse (**stade 4** de la Figure 7).

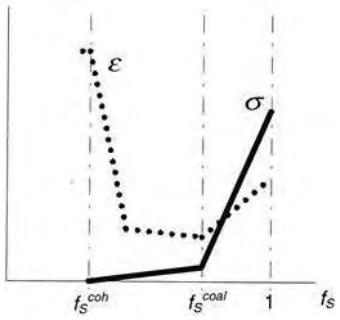


Figure 10 : Evolution de la résistance et de la ductilité d'un alliage à l'état pâteux avec la fraction solide. ([Braccini, 2000])

M. Braccini ([Braccini, 2000]) a mis en évidence –dans le cas d'alliages Al-Cu– l'évolution du mode de rupture avec la fraction solide.

- Pour des fractions solides faibles ($f_s < f_s^{coal}$), la rupture s'effectue par apparition et propagation de fissures dans les films liquides entourant les grains solides (Figure 11(a)). Lors de ce type de rupture, seule la tension de surface du liquide s'oppose à la propagation de la fissure (observation de pics de liquide étirés Figure 11 (c)). Des observations similaires ont également été réalisées par O. Ludwig ([Ludwig, 2004]) qui impute la rupture fragile[1] à la rupture de films liquides orientés perpendiculairement à la direction de traction.

- Pour des fractions de solide plus élevées ($f_s > f_s^{coal}$), des ponts solides freinent la propagation de la fissure : ces ponts solides sont déformés plastiquement et la rupture devient ductile (Figure 11(b)). La déformation plastique coexiste avec le mécanisme précédent. On peut cependant distinguer deux types de rupture dans le domaine de coalescence (entres dendrites d'un même grain ou de grains distincts) ayant lieu pour des fractions de solide distinctes, ce qui suppose un stade intermédiaire où ce second mécanisme se met en place. Cela aboutit à la coexistence de plusieurs mécanismes de déformation : réarrangement de dendrites, déformation de ponts solides entre les dendrites voire glissement de joints de grains.

(a) (b) (c)

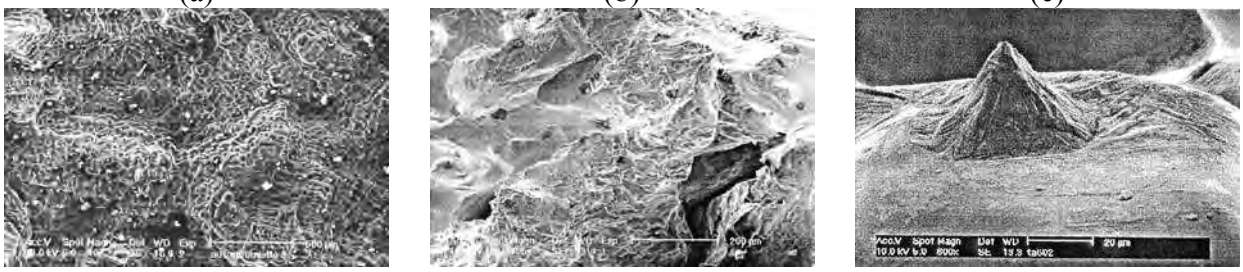
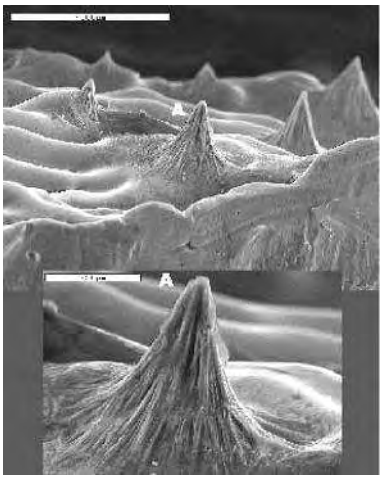


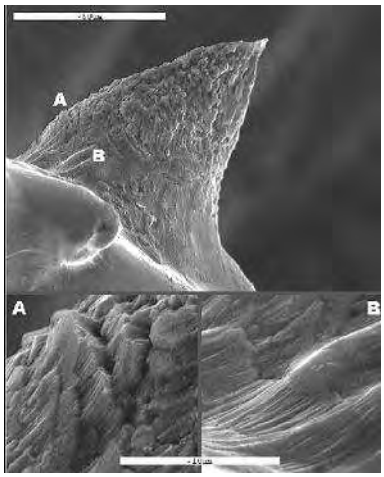
Figure 11 : Evolution des faciès de rupture avec la fraction solide : (a) rupture fragile présentant une séparation interdendritique, (b) rupture ductile de ponts solides, (c) observation d'un pic de liquide étiré

[1] Dans la littérature, on qualifie ce type de rupture –peut être par abus de langage– de fragile étant donné que les déformations à rupture sont très faibles, et que les dendrites ne sont pas déformées.

Farup et al. ([Farup, 2001]) confirment la présence de tels pics sur les faciès de rupture qu'ils attribuent à un étirement excessif du film liquide (Figure 12(a)) mais aussi dans certains cas à une striction excessive de ponts solides (Figure 12(b)). Les observations révèlent généralement la présence de porosités au voisinage des fissures. Ainsi, la présence de films de liquide en fin de solidification fragilise la structure qui perd sa ductilité. Le réseau dendritique a alors tendance à se rompre et à s'ouvrir le long de ces films, créant ainsi un appel de matière. Un manque de matière dû à la chute de la perméabilité de la zone pâteuse en fin de solidification entraîne alors la formation de fissures. Du vide se forme (i.e. une fissure se développe) si le liquide se retrouve mis en tension de manière excessive et/ou si les éventuels ponts solides qui se sont déjà formés entre les dendrites sont incapables de s'opposer à leur écartement. Ces deux mécanismes élémentaires se retrouvent impliqués dans les problèmes de fissuration à chaud ([Grasso, 2004], [Suyitno, 2006]).

(a)





(b)

Figure 12 : Faciès de rupture caractéristiques de la fissuration à chaud observés au Microscope électronique à balayage (MEB) par [Farup, 2001].

(a) Etirement excessif d'un film liquide
(aucune trace de déformation plastique, aspect drapé et formes caractéristiques)

(b) Rupture de pont solide
(traces de déformations plastiques en A)

II.2.2 Bilan des observations

On vient de voir précédemment que c'est la séparation interdendritique qui rend la zone pâteuse vulnérable aux formations de pores et de fissures à chaud. Les observations expérimentales mettent en évidence l'évolution importante du comportement mécanique de la zone pâteuse en fonction de la fraction de solide. Il semblerait cependant que la fissuration soit plus un problème en limite de déformation qu'en contrainte maximale car, en toute fin de solidification, le matériau présente de grandes difficultés à accommoder les déformations alors que sa résistance mécanique se développe. Au final, l'alliage accuse principalement une perte importante de ductilité (ou déformation à rupture) dans une gamme de températures correspondant aux bornes de l'intervalle de fragilité de l'alliage (Brittle Temperature Range ou BTR, cf. Figure 13). Cela coïncide avec l'intervalle de fraction solide pendant lequel la microstructure présente une configuration critique vis-à-vis du chargement mécanique : les films de liquide résiduels représentent autant de points faibles dans la structure (**stades 3-4** de la Figure 7, ou **région 3** de la Figure 8). Ces bornes correspondent donc respectivement à la fraction de solide à partir de laquelle la circulation du liquide devient impossible (f_s^{cr}) et à la fraction de solide pour laquelle les ponts solides deviennent suffisamment résistants (au-delà de f_s^{coal} mais inférieur à 1) et où la structure cesse alors d'être fragilisée par ces films de liquide résiduel.

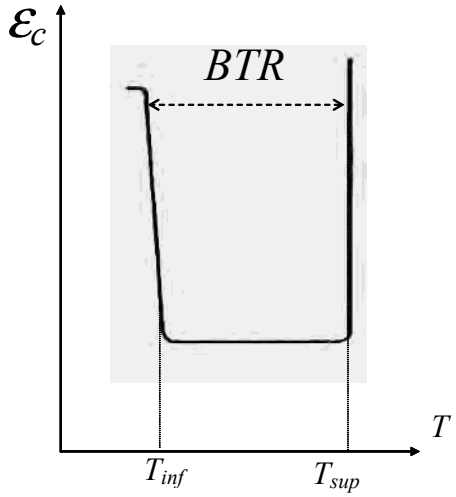


Figure 13 : Evolution schématique de la ductilité en fonction de la température

II.3 Les paramètres influents de la fissuration à chaud

Nous avons vu précédemment que, lors de la solidification, tout alliage métallique passait obligatoirement une certaine période de sa vie dans un état où le risque de fissuration à chaud existe. L'objet de ce paragraphe est alors de passer en revue l'ensemble des paramètres qui peuvent influencer la tenue de l'alliage à la fissuration à chaud.

II.3.1 Influence de l'alliage (composition chimique)

L'influence de l'alliage s'exprime en premier lieu à travers sa composition chimique. Celle-ci détermine la composition des phases liquide et solide en fonction de la température mais aussi la fraction de solide. Elle a une influence importante car, plus l'alliage aura un **intervalle de solidification** important, plus il sera sensible aux fissures à chaud puisqu'il passera d'autant plus de temps dans un état vulnérable. La fragilité d'une nuance donnée dépend alors en grande partie du chemin de solidification et plus particulièrement de la cinétique de disparition du liquide vers la fin de la solidification. En conséquence, la tenue à la fissuration à chaud dépend fortement de la composition chimique en éléments tels que le soufre et le phosphore : ces derniers ont tendance à abaisser de manière conséquente la température de fin de solidification. Ces deux éléments ont alors une influence néfaste sur la résistance à la crique ([Wintz, 1994]). L'effet du soufre peut être cependant contrecarré par la présence de manganèse car celui-ci favorise la précipitation d'une solution (Fe,Mn)S dont la température de fin de solidification est plus élevée que celle du sulfure de fer. En ce qui concerne l'influence du pourcentage de carbone, les opinions sont partagées. Lorsque la teneur en carbone croît l'intervalle de solidification s'élargit ce qui favoriserait la crique. Cependant plus la teneur en carbone est faible et plus le retrait est important ; or celui-ci génère une variation relative de volume du fait de la différence de densité entre le liquide et le solide. Par conséquent, l'acier résistant le mieux aux criques se situerait vers 0.15–0.2 % de carbone d'après [Place, 1995].

Le risque de fissuration est aussi intimement lié aux **phases en présence** au moment de la solidification. De nombreuses études ont démontré l'influence du mode de solidification dans le cas d'aciers inoxydables ([Katayama, 1985], [Kotecki, 1993]). Ceci peut s'expliquer par le fait que les fissures cheminent plus difficilement dans une structure mixte que dans une structure totalement ferritique ou, a fortiori, totalement austénitique. L'influence de ces phases peut en partie se justifier par le fait que la solubilité des impuretés telles que soufre et phosphore est bien plus grande dans la ferrite que dans l'austénite ; cela signifie alors que la cinétique de disparition du liquide en fin de la solidification sera d'autant plus faible que la quantité d'austénite présente est importante. D'autre part, le retrait associé à la transformation ferrite-austénite génère des déformations supplémentaires qui peuvent affecter la zone pâteuse lorsque ces transformations ont lieu à haute température.

En outre, **l'angle de mouillage** de la phase solide par le liquide interdendritique peut lui aussi avoir une influence sur la sensibilité à la crique de l'alliage. L'angle de mouillage représente la capacité du liquide à s'étaler sur le solide en fonction de la température et surtout de la composition du liquide. Il agit donc sur la morphologie de la phase liquide (films continus ou discontinus, poches …) en toute fin de solidification et génère en ce sens une structure plus ou moins résistante. Cet angle se définit par $\gamma_{GB} = 2\gamma_{SL}\cos\theta$, où γ_{GB} et γ_{SL} sont respectivement les énergies de surface du joint de grain et de l'interface solide-liquide. La Figure 14 montre la répartition du liquide autour du grain pour différentes valeurs de θ. Ainsi, au cours d'un essai de traction *in situ* dans un MEB, Frederiksson et Lehtinene ([Fredriksson, 1979]) notent que pour un alliage Al-Sn pour lequel l'angle dihédral est nul, la rupture se fait le long d'un joint de grain mouillé, alors que pour un alliage Al-Cd, qui a un angle dihédral très grand le liquide se présente sous forme d'inclusions inertes le long d'un joint de grain et ne participe pas directement à la rupture, même si celle-ci se fait également le long d'un joint de grains. Enfin, ils notent que seuls

les joints de grains mouillés par du liquide et orientés perpendiculairement à la direction de traction rompent de façon fragile.

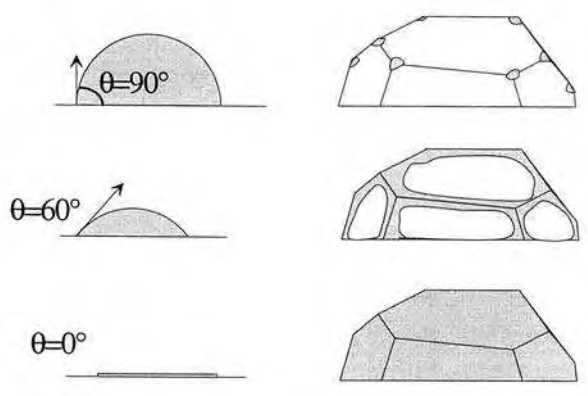


Figure 14 : Distribution du liquide aux joints de grains en fonction de l'angle dihédral θ ([Braccini, 2000])

L'épaisseur du film intergranulaire, tout comme la tension de surface, ont une influence non négligeable sur le risque encouru ; lorsque l'épaisseur du film progresse, la tendance à la crique croît elle aussi. Il faut cependant noter que l'on manque de données appropriées sur les caractéristiques des films liquides aux hautes températures ([Gerds, 1976]).

II.3.2 Influence de la microstructure

La microstructure (morphologie, topologie, taille) évolue au cours de la solidification. Cette dernière aura une importance capitale sur le risque d'apparition de criques à chaud étant donné qu'elle peut conditionner la distribution du liquide par rapport à la phase solide. Ainsi, une microstructure fine sera moins sensible à la fissuration à chaud étant donné que cela favorise une meilleure accommodation des déformations par glissements aux joints de grains ([Pierer, 2007]). De la même manière, on observera une ductilité bien plus grande dans le cas d'une microstructure équiaxe que dans le cas d'une microstructure colonnaire ([Eskin, 2004a]).

La microstructure exerce une influence sur le comportement mécanique de la zone pâteuse ainsi que sur sa perméabilité ; or cette structure de solidification est elle-même fonction d'une part de l'alliage, mais aussi des évolutions thermiques locales.

II.3.3 Influence du chargement thermomécanique

Le chargement appliqué à la zone pâteuse joue un rôle important, qu'il soit d'origine thermique (vitesse de refroidissement) ou d'origine mécanique (déformations et contraintes environnantes). Les évolutions thermiques pilotent le temps passé localement par l'alliage dans un état vulnérable ainsi que l'étendue et la distribution de la zone pâteuse, avec présence éventuelle de points chauds. Le chargement mécanique dépend, lui, du chargement thermique, de l'alliage (coefficient de dilatation thermique, facteur de retrait…) ainsi que de la géométrie de la pièce et des paramètres procédé. En coulée continue, les causes qui amènent à des sollicitations mécaniques sont multiples (cintrage, décintrage, gonflement, défaut d'alignement de rouleaux…).

Eskin et al. ([Eskin, 2004b]) ont mesuré la contraction linéaire pendant et après la solidification d'alliages d'aluminium. Une corrélation entre la contraction de l'alliage et la sensibilité à la crique en fonction de la composition a été mise en évidence. Cela confirme que la contraction observée au cours de la solidification est causée par la contraction du réseau de la phase solide, et donc que la contraction –dans l'intervalle de solidification– peut être utilisée comme 'mesure' de la sensibilité de la fissuration à chaud.

II.4 Bilan

Si le scénario paraît relativement simple, les phénomènes physiques qu'il met en jeu sont nombreux et complexes. Les déformations subies par la zone pâteuse sont fonction de la thermique de la pièce et des conditions aux limites imposées par les paramètres du procédé. La façon dont ces déformations sont transmises et accommodées dépend quant à elle des propriétés rhéologiques de la zone pâteuse, et la possibilité d'alimentation en liquide est liée à la perméabilité du milieu. Ces propriétés macroscopiques sont enfin fonction de la microstructure développée en cours de solidification et en particulier de la morphologie/topologie du squelette solide en fin de solidification; l'impact de la morphologie provient des propriétés de mouillage du solide par le liquide, qui influe sur la formation de ponts solides entre les dendrites consolidant la structure lors de la dernière étape de solidification ([Decultieux, 1996]). D'autre part, les ségrégations chimiques prenant place à l'échelle du produit peuvent aussi modifier localement la sensibilité à la crique de l'alliage.

Au final, et compte tenu de la complexité du problème, il apparaît nécessaire de simplifier l'étude afin de ne prendre en compte que les facteurs ayant une influence prépondérante sur la fissuration à chaud. De manière générale, le risque de fissuration à chaud se situe dans un intervalle de température (*BTR*, cf. Figure 13) défini entre le moment où le liquide ne peut plus circuler parmi la phase solide (T_{sup}) et celui où la structure cesse d'être fragilisée par ces films de liquide résiduel (T_{inf}). On fixe couramment dans la littérature ces bornes à respectivement 90 et 99% de fraction solide ([Seol, 2002], [Bobadilla, 1988], [Drezet, 2002], [Clyne, 1979], [Won, 2000]) même si celles-ci dépendent bien entendu de l'alliage et du procédé (évolutions thermomécaniques…).

Intéressons-nous maintenant à la façon dont est couramment modélisée la fissuration à chaud dans la littérature.

III. Critères de rupture à chaud

III.1 Introduction

Compte tenu de la complexité de la fissuration à chaud, il apparaît actuellement impossible de modéliser tous les phénomènes, et ce, en particulier dans le cas où l'on recherche une implantation de critères dans un code adapté à l'échelle du procédé industriel. L'objectif de ce paragraphe est donc de passer en revue les principaux critères de la littérature afin de dégager ceux qui semblent les mieux adaptés au contexte de l'étude ; pour cette raison, nous recherchons de préférence des critères présentant une description macroscopique.

Si l'on s'intéresse à la littérature, on peut distinguer des critères mécaniques (basés sur le comportement mécanique de la zone semi-solide) des critères non mécaniques (qui eux sont basés sur d'autres considérations physiques ou chimiques). Ces critères ont été mis en place au fur et à mesure que les connaissances sur la rupture à chaud progressaient.

III.2 Critères phénoménologiques

Les critères présentés dans ce paragraphe s'appuient sur diverses considérations (comme le manque d'alimentation en liquide, la formation de cavité due à une perte de pression métallostatique locale ou le temps de solidification), mais en aucune manière sur les propriétés mécaniques du matériau.

III.2.1 Critère de Clyne et Davies ([Clyne, 1979])

Ce critère est probablement le plus simple puisqu'il se base sur la comparaison entre deux temps définis à partir de fractions de solide données (0.4, 0.9 et 0.99). En conséquence, il s'agit là d'un critère purement thermique prenant juste en compte l'intervalle de solidification de l'alliage ainsi que les évolutions thermiques locales (Figure 15). La susceptibilité est définie par le coefficient HCS (Hot Cracking Sensitivity) :

Coefficient de sensibilité :

$$HCS = \frac{t_v}{t_R} = \frac{t_{99} - t_{90}}{t_{90} - t_{40}}$$

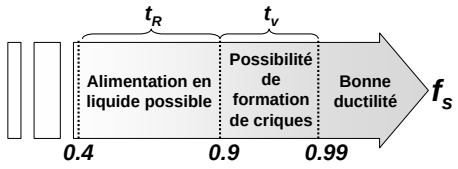


Figure 15 : Considérations purement thermiques du critère de [Clyne, 1979]

Les hypothèses de ce critère sont :

- ✓ l'alimentation du retrait se fait sans problèmes pour $f_s \in [0.4,0.9]$; le temps passé, localement, par la zone pâteuse dans cet intervalle est : t_R
- ✓ la zone pâteuse est considérée comme vulnérable pour $f_s \in [0.9,0.99]$ (présence de films liquides, chute de perméabilité) ; le temps correspondant est : t_v

Pour un alliage donné, seules les conditions de refroidissement locales vont être prises en compte ; le chargement mécanique est totalement négligé.

III.2.2 Critère de Feurer ([Feurer, 1977])

Il s'agit d'un critère basé sur la possibilité (ou non) d'alimenter en liquide la zone pâteuse de manière à compenser le retrait de solidification. Pour cela, l'égalité entre la 'vitesse' de variation en volume résultant de l'alimentation en liquide (SPV) et la 'vitesse' de contraction en volume due au retrait de solidification (SRG) correspond au cas critique à partir duquel l'alimentation en liquide devient insuffisante. La condition nécessaire à la non apparition de crique est :

$SPV > SRG$. Au sein de la zone pâteuse, le réseau solide de dendrites peut être vu comme un filtre poreux de perméabilité K au travers duquel circule le liquide résiduel (Figure 16). On peut ainsi exprimer la variation relative en volume de liquide circulant à travers ce filtre (SPV). Le terme P_S est défini comme étant la pression spécifique s'appliquant à l'entrée du filtre de longueur L et de section A : $P_S = p_m - p_{cap}$; ces pressions sont respectivement les pressions métallostatique et capillaire. Le retrait de solidification –qui est dû à la différence de densité entre le liquide et le solide– se traduit pour sa part par une variation relative de volume (SRG).

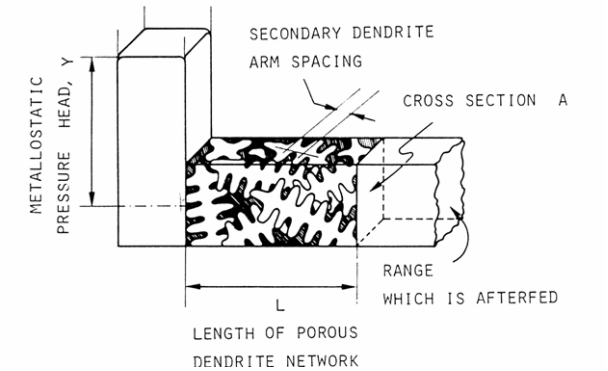


Figure 16 : Schéma de la zone pâteuse ([Feurer, 1976])

Ce critère se base sur l'influence non négligeable que possède la morphologie de solidification (structure en dendrites) sur les propriétés des alliages. Ce critère, en l'état des choses, ne fournit qu'une valeur de fraction de solide $\left(f_S^{cr}\right)$ à partir de laquelle l'alimentation en liquide n'est plus possible. Il est donc, sous cette forme, d'usage très limité vis-à-vis d'une utilisation en tant que critère quantitatif de fissuration à chaud.

f_S^{cr} est défini tel que :

$$SPV = SRG \Leftrightarrow \frac{\partial}{\partial t}\left[\ln(V_{liquide})\right] = \frac{\partial}{\partial t}\left[\ln(V)\right]_{retrait}$$

$$\Leftrightarrow K\frac{P_S}{\eta_l L^2} = \frac{\rho_S - \rho_L}{\rho_S f_s + \rho_L(1-f_s)}\frac{\partial f_s}{\partial t}$$

$$\Leftrightarrow \overbrace{\frac{\lambda_2^{\,2}(1-f_s)^2}{24\pi c^3}} \cdot \frac{P_S}{\eta_l L^2} = \frac{\rho_S - \rho_L}{\rho_S f_s + \rho_L(1-f_s)} \cdot \overbrace{\frac{\dot{T}\cdot(1-f_s)^{2-k}}{(1-k)mC_o}}$$

η_l	viscosité du liquide	λ_2	espacement entre bras secondaires de dendrites	k	coefficient de distribution à l'équilibre
ρ_S	masse volumique du solide	c	constante de tortuosité du réseau dendritique	m	pente du liquidus
ρ_L	masse volumique du liquide	C_o	composition de l'alliage	$\dot{T}$	taux de refroidissement moyen au cours de la solidification des dendrites.
		γ_{SL}	énergie d'interface solide/liquide		

III.2.3 Critère de Katgerman ([Katgerman, 1982])

Il s'agit d'un modèle dérivé des considérations théoriques de [Clyne, 1979] et de [Feurer, 1977]. Les considérations du critère de Feurer permettent de calculer à partir de quelle fraction de solide critique (f_s^{cr}) on n'est plus capable d'alimenter suffisamment en liquide la zone pâteuse. Ainsi, la susceptibilité est définie par :

Coefficient de sensibilité :

$$HCS = \frac{t_v}{t_R} = \frac{t_{99} - t_{cr}}{t_{cr} - t_{coh}}$$

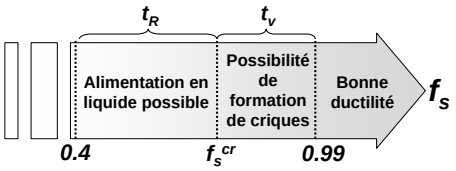


Figure 17 : Considérations du critère de [Katgerman, 1982]

Au final, le mérite de ce critère, par rapport au critère de Clyne et Davies, est de faire intervenir une description un peu plus physique des phénomènes.

III.2.4 Le critère R.D.G. (Rappaz, Drezet et Gremaud, 1999)

Le critère RDG décrit dans cette section, s'est inspiré de critères plus simples qui ne tenaient pas forcément compte de toute la phénoménologie de la rupture à chaud.

III.2.4.1 Description ([Rappaz, 1999])

Ce modèle propose de prendre en compte la déformation en tension du squelette solide perpendiculairement à la direction de croissance dendritique ainsi que l'alimentation en liquide induite dans l'espace interdendritique (Figure 18). Il se base sur un bilan de masse entre les phases liquide et solide (description bi-phasique) mais ne prend pas en compte le comportement mécanique du solide en tant que tel (résistance mécanique, rhéologie).

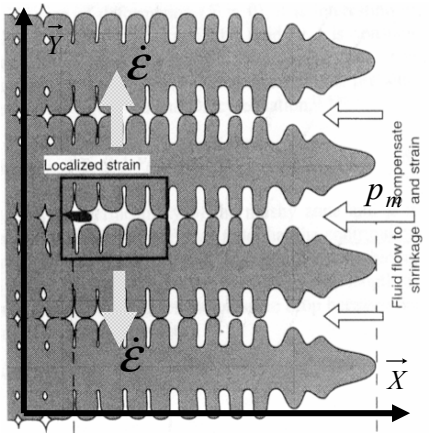


Figure 18 : Schéma de formation d'une fissure entre des dendrites colonnaires ([Rappaz, 1999])

Les auteurs font intervenir dans le bilan de masse (Equation (1.1)), le flux de liquide à travers la zone pâteuse en écrivant l'équation de Darcy en uniaxial (Equation (1.2) où v_l est la vitesse du liquide et κ la perméabilité de la zone pâteuse).

$$\underbrace{\frac{d}{dx}(f_l v_l) + (1+\beta) f_s \dot{\varepsilon}}_{div<\rho v>} - v_T \beta \underbrace{\frac{df_s}{dx}}_{+\ \partial<\rho>/\partial t} = 0 \qquad (1.1)$$

$$f_l v_l = -\frac{K}{\eta_l}\frac{dp}{dx} \qquad (1.2)$$

La perméabilité est exprimée suivant la relation de Karman–Kozeny :

$$K = \frac{\lambda_2^2}{180}\frac{(1-f_s)^3}{f_s^2} \qquad (1.3)$$

L'intégration de l'Equation (1.1) suivant la longueur de la zone pâteuse, permet ensuite à l'auteur d'écrire la chute de pression dans le liquide, entre la tête et la racine d'une dendrite colonnaire, de la manière suivante :

$$\Delta p = \frac{180\eta_l}{\nabla T \lambda_2^{\,2}} \left\{ (1+\beta) \int_{T_S}^{T_L} \left[\left(\frac{1}{\nabla T} \int f_s(T) \dot{\varepsilon}(T) dT \right) \frac{{f_s}^2(T)}{(1-f_s(T))^3} \right] + \beta v_T \int_{T_S}^{T_L} \left[\frac{{f_s}^2(T)}{(1-f_s(T))^2} \right] \right\} \tag{1.4}$$

où les paramètres du modèle sont :

β	Retrait de solidification	$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation qui s'applique sur la phase solide
η_l	Viscosité du liquide	∇T	Gradient thermique à travers la zone pâteuse
λ_2	Distance interdendritique secondaire	v_T	Vitesse du front de solidification
T_L	Température du liquidus	T_S	Température du solidus

Le paramètre clé du critère est la pression critique p_c à partir de laquelle une crique se forme. La condition d'amorçage d'une fissure s'écrit alors :

$$p_{racine} \leq p_c \tag{1.5}$$

où p_{racine} et p_c sont respectivement la pression dans le liquide interdendritique en fond de zone pâteuse (au niveau de la racine des dendrites) et la pression de cavitation pour laquelle une crique se forme. D'après l'Equation (1.4), et connaissant la pression p_m qui s'applique au niveau de la tête de la dendrite, l'Equation (1.5) s'écrit :

$$p_m - \frac{180\eta_l}{\nabla T \lambda_2^{\,2}} \left\{ (1+\beta) \int_{T_S}^{T_L} \left[\left(\frac{1}{\nabla T} \int f_s(T) \dot{\varepsilon}(T) dT \right) \frac{{f_s}^2(T)}{(1-f_s(T))^3} \right] + \beta v_T \int_{T_S}^{T_L} \left[\frac{{f_s}^2(T)}{(1-f_s(T))^2} \right] \right\} \leq p_c \tag{1.6}$$

Si l'on considère que les gradient et vitesse de déformation sont uniformes le long de la zone pâteuse ([Drezet, 2001], [Drezet, 2002]), et que la chute de pression a lieu majoritairement sur la toute fin de solidification (i.e. entre T_{coh} et T_{fin}), on peut alors écrire l'Equation (1.6) de la manière suivante :

$$p_m - \frac{180\eta_l}{\nabla T \lambda_2^{\,2}} \left\{ \frac{(1+\beta)\dot{\varepsilon} B \Delta T^2}{\nabla T} + \beta v_T \, A \Delta T \right\} \leq p_c \tag{1.7}$$

où A et B sont des paramètres dépendant uniquement de la nature de l'alliage et de son chemin de solidification :

$$A = \frac{1}{\Delta T} \int_{T_{fin}}^{T_{coh}} \frac{f_s^2 dT}{\left(1-f_s\right)^2} \qquad B = \frac{1}{\Delta T} \int_{T_{fin}}^{T_{coh}} \frac{f_s^2 F_s(T) dT}{\left(1-f_s\right)^3} \qquad F_s(T) = \frac{1}{\Delta T} \int_{T_{fin}}^{T} f_s \, dT$$

avec :

ΔT Intervalle d'intégration $\Delta T = T_{coh} - T_{fin}$

- T_{coh} Température de cohérence (température en dessous de laquelle il est nécessaire d'alimenter le solide en liquide)
- T_{fin} 'Température de fin' qui est :
  - soit la température de coalescence des grains
  - soit la température eutectique dans le cas où une certaine quantité minimale d'eutectique a été formée

D'autre part, nous pouvons exprimer la vitesse du front de solidification en fonction de la vitesse de refroidissement et du gradient thermique ($v_T = \dot{T}/\nabla T$). L'Equation (1.7) revient à définir, localement, une vitesse de déformation maximum que peut supporter la zone pâteuse

environnante ($\dot{\varepsilon}_{local}^{\max}$) en fonction de la possibilité d'alimentation en métal liquide. Ainsi, la condition d'amorçage d'une fissure peut se réécrire de la manière suivante :

$$\dot{\varepsilon} \geq \dot{\varepsilon}_{local}^{\max} \tag{1.8}$$

avec :

$$\dot{\varepsilon}_{local}^{\max} = \frac{\nabla T}{\Delta T^2 B}\left[\frac{\nabla T \lambda_2^2}{180(1+\beta)\eta_l}(p_m - p_c) - v_T \frac{\beta}{1+\beta} A\Delta T\right] \tag{1.9}$$

III.2.4.2 Critiques du critère

Ce modèle offre une vision assez fine de la fissuration à chaud. Afin de mettre en œuvre une telle description locale, il faut :

- Avoir une base de données et une description locale exacte du refroidissement de l'alliage (chemin de solidification, intervalle de températures critique), sur les variables thermo-physiques (viscosité, facteur de retrait) ainsi que sur les variables thermo-mécaniques et structurelles (dépression de cavitation, espacement entre bras secondaires de dendrites).

- Connaître les vitesses de déformation qui s'appliquent sur la phase solide environnante.

- Connaître les conditions locales de solidification (gradient thermique, vitesse du front de solidification, temps local de solidification).

- Connaître la pression du liquide au sein de la zone pâteuse, ce qui suppose une approche biphasique pour cette dernière.

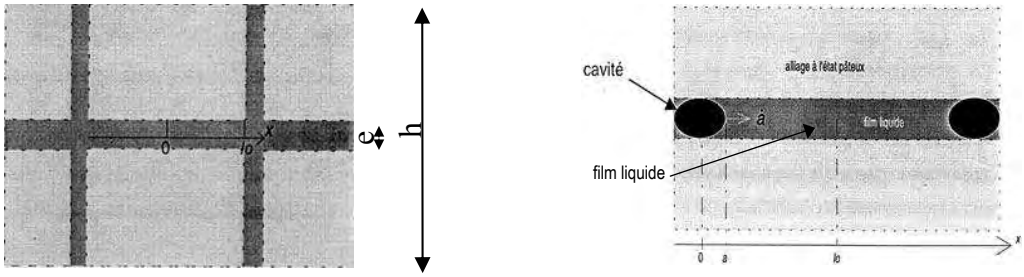
Les auteurs proposent de 'déterminer' la pression de cavitation en faisant correspondre ce qu'on observe expérimentalement en coulée continue et ce que prédit le critère ([Drezet, 2001]). Sa valeur peut dépendre de phénomènes de capillarité (tension de surface, mouillage) à l'interface Solide- Liquide. Le fait que la pression de cavitation soit une valeur critique 'inconnue' implique alors qu'il s'agit ici d'un **modèle semi-empirique.**

Le critère RDG se limite à un **critère d'amorçage** étant donné que la germination est supposée être l'étape limitante de la fissuration ; les auteurs ne font pas intervenir la rupture du squelette solide. Ce critère a néanmoins été le premier à proposer une description aussi fine des phénomènes mis en jeu dans la fissuration à chaud.

III.2.4.3 'Améliorations' du critère

Un nouveau modèle, incluant d'une part la rhéologie de l'alliage à l'état pâteux et d'autre part tenant compte de l'étape de propagation a ensuite été proposé par [Braccini, 2000] (Figure 19). Les deux types de morphologie (colonnaire et équiaxe) sont envisagés. Pour cela, l'auteur adopte une description comparable à une approche de type 'milieu équivalent' (cf. Tableau 1).

(a)



(b)

Figure 19 : Schématisation de la zone pâteuse dans le modèle de [Braccini, 2000].

(a) Isolement d'un film liquide entouré d'alliage à l'état pâteux. Structure équiaxe.

(b) Propagation de la cavité dans le film liquide.

Modèle série exprimant le comportement du milieu équivalent (*ME*) à partir de celui des phases liquides (*liq*) et pâteuses (*ZP*) :	$\begin{cases} \dot{\varepsilon}_{M.E.} = \dot{\varepsilon}_{ZP}\left(1-\frac{e}{h}\right)+\dot{\varepsilon}_{liq}\left(\frac{e}{h}\right) \\ \sigma_{ZP} = \sigma_{liq} \end{cases}$
Comportement rhéologique de la zone pâteuse :	$\sigma_{ZP} = k(T, f_s)\dot{\varepsilon}_{ZP}^{m}$

Tableau 1 : Modèle de [Braccini, 2000]

Ainsi, pour la première étape (germination) un bilan de masse, l'équation de Darcy ainsi qu'un modèle série (cf. Tableau 1) permettent d'exprimer une déformation critique $\dot{\varepsilon}_c^{germ}$ à partir de laquelle une cavité se développe (cas limite pour p_{racine}= - p_c où p_c est la pression à l'interface d'une cavité oblate). D'une manière similaire, en considérant en plus une cavité de rayon a, on pourra obtenir l'expression de la vitesse de déformation critique $\dot{\varepsilon}_c^{propa}$ à partir de laquelle une fissure se propage ($\dot{a} > 0$, Figure 19(b)). Les expressions des vitesses de déformation critiques du point de vue amorçage et propagation sont données dans le Tableau 2.

Vitesse de déformation critique en germination dans la structure équiaxe :	$\dot{\varepsilon}^{c}_{germ} = \left(1-\frac{e}{h}\right)\underbrace{\left[\frac{2P_c - P_m}{3k(T,f_s)}\right]^{1/m}}_{\dot{\varepsilon}_{ZP}^{\max}} + \frac{e}{h}\underbrace{\frac{2K}{l_o^{\,2}}\frac{P_c - P_m}{\eta_l}}_{\dot{\varepsilon}_{liq}^{c}}$
Vitesse de déformation critique en propagation dans la structure équiaxe :	$\dot{\varepsilon}^{c}_{propa} = \left(1-\frac{e}{h}\right)\underbrace{\left[\frac{l_o - a}{l_o}\frac{2P_c - P_m}{3k(T,f_s)}\right]^{1/m}}_{\dot{\varepsilon}_{ZP}^{\max}} + \frac{e}{h}\underbrace{\frac{2K}{(l_o-a)^2}\frac{P_c + P_m}{\eta_l}}_{\dot{\varepsilon}_{liq}^{c}}$

Tableau 2 : Chargement critique vis-à-vis de l'initiation et de la propagation d'une fissure ([Braccini, 2000])

La Figure 20 illustre les différents stades de l'alliage en fonction de l'épaisseur du film liquide : on peut, d'après cette modélisation, développer une porosité sans que celle-ci ne se transforme en fissure (cas où $\dot{\varepsilon} < \dot{\varepsilon}_c^{propa}$).

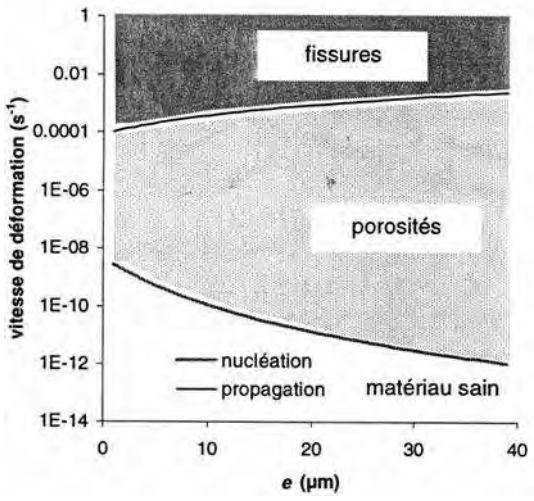


Figure 20 : Vitesses de déformation critiques dans la structure colonnaire en fonction de l'épaisseur du film liquide (f_s=0.9, l_0=h=1 mm)

([Braccini, 2000])

La distinction entre les critères de germination en équiaxe et colonnaire est contestable : le second fait intervenir la perméabilité du milieu alors que ce n'est pas le cas du premier. D'autre part, on peut remettre en question la vision monoaxiale du problème dans le sens où on exprime une contrainte uniaxiale de traction à partir d'une pression.

Suyitno et al. ([Suyitno, 2002]) ont développé par la suite un autre critère. En se basant sur des considérations relativement similaires à celles de Rappaz et al. (bilan de masse), les auteurs expriment en plus la possibilité de développer une cavité si l'alimentation en liquide est insuffisante (c'est-à-dire $\partial f_v / \partial t > 0$). Ce dernier fait apparaître la fraction de porosité (f_v) dans l'équation de conservation de la masse (Equation (1.10)) et utilise la modélisation du flux de liquide interdendritique mise en place par Feurer ($\partial\left(f_l v_{l,x}\right)/\partial x = \partial V/\left(V\partial t\right) = P_S/\eta_l L^2$).

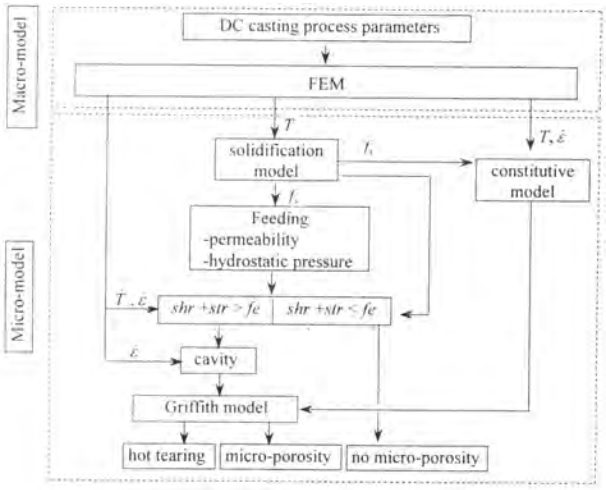


Figure 21 : Représentation schématique du modèle micro-mécanique de [Suyitno, 2002]

(s*hr* : retrait, *str* : taux de déformation, *fe* : alimentation)

A partir du moment où une porosité se développe, le modèle (Figure 21) prédit si elle se propage en fissure ou bien si elle reste une porosité. Pour cela, la dimension de la cavité est comparée à une dimension critique, déterminée en utilisant le modèle de Griffith.

$$\underbrace{\frac{\rho_s}{\rho_l} f_s \dot{\varepsilon} + \frac{d}{dx}\left(f_l v_l\right)}_{div<\rho v>} + \underbrace{\frac{\partial f_l}{\partial t}\left(1 - \frac{\rho_s}{\rho_l}\right) - \frac{\rho_s}{\rho_l}\frac{\partial f_v}{\partial t}}_{\partial<\rho>/\partial t} = 0 \qquad (1.10)$$

Grandfield et al. ([Grandfield, 2001]) ont, pour leur part, étendu le modèle RDG aux microstructures equiaxes. En effet, les auteurs ont adapté l'expression de la perméabilité à ce type de microstructure et remplacé le terme difficilement prévisible de pression de cavitation par un terme peut être plus approprié de pression de capillarité, que l'on peut aussi exprimer en fonction de la microstructure. D'autre part, ces derniers n'ont pas considéré la germination de cavités mais ont fait comme hypothèse qu'un certain nombre de micro-bulles pouvaient déjà être présentes au sein du métal liquide.

III.3 Critères d'inspiration mécanique du solide

A la différence des critères précédents qui prennent en compte l'écoulement de liquide au sein de la zone pâteuse, les critères qui suivent s'intéressent principalement au chargement mécanique qui s'applique au niveau du squelette solide de la zone pâteuse

III.3.1 Critères en déformation

Les critères en déformation ont été établis à partir de travaux empiriques et expérimentaux. L'apparition d'une fissure peut être vue comme résultant d'un endommagement provenant d'une accumulation successive de déformations appliquées au squelette solide dans un intervalle de température critique (ou *BTR*, cf. Figure 13 et Figure 22). La condition locale d'apparition d'une fissure peut être définie comme étant :

$$\Delta_{BTR}\,\varepsilon \geq \varepsilon_c \tag{1.11}$$

où $\Delta_{BTR}\,\varepsilon$ est la déformation en tension accumulée dans l'intervalle de fragilité de l'alliage (BTR) et ε_c la capacité intrinsèque du matériau à subir des déformations (ou ductilité). [Yamanaka, 1991] a mis en 'évidence' sur un acier (0.15%C) lors d'essais de traction :

- ✓ qu'à vitesse de déformation constante –et au-delà de $3\cdot10^{-4}\,s^{-1}$–, la déformation critique tend vers un palier ($\varepsilon_c = 1.6\%$) ;
- ✓ l'importance de la déformation cumulée ; on observe toujours l'apparition de fissures pour une même valeur de déformation cumulée $\varepsilon_c = \sum_i \varepsilon_i \approx 1.6\%$ dans le cas où $\dot{\varepsilon} > 3\cdot10^{-4}\,s^{-1}$.
  ε_i représente les déformations élémentaires qui ont successivement été appliquées au cours de l'essai (essai en déformation intermittente).

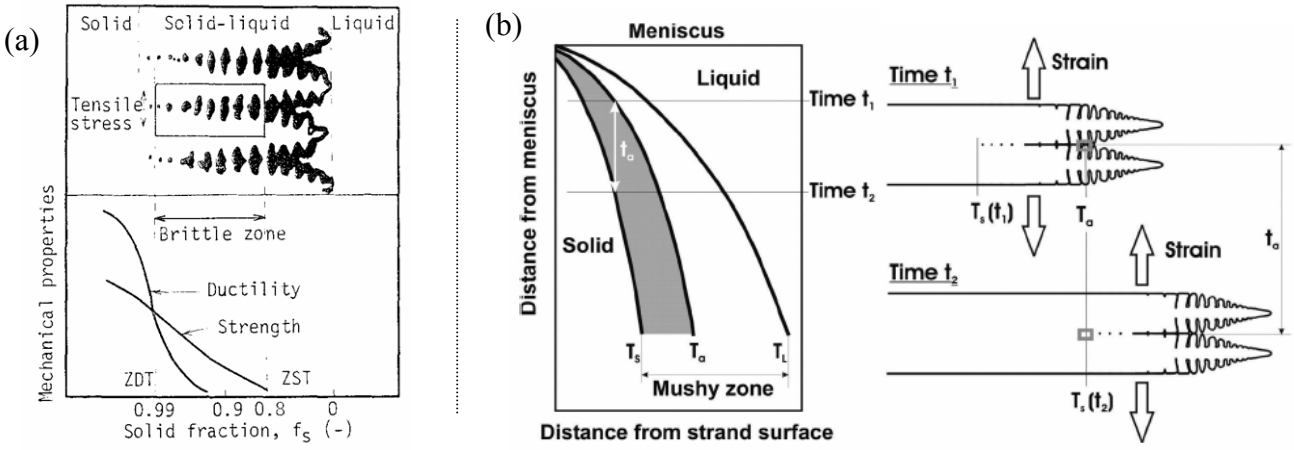


Figure 22 : (a) Zone localement sensible à la fissuration à chaud (cf. rectangle) du fait d'un manque de ductilité de l'alliage dans cette gamme de température (*BTR*) d'après [Yamanaka, 1991].

(b) Schéma présentant l'importance de la déformation cumulée dans l'intervalle de fragilité de l'alliage dans le contexte coulée continue ([Pierer, 2007]).

Le mérite d'un tel critère est évidemment la facilité de la mise en œuvre dans un code de calcul. Notons que l'on peut trouver dans les travaux de Won & Oh ([Won, 2000]) une expression analytique qui permet de prendre en compte l'influence de la vitesse de déformation et de la nuance d'acier. Ceci sera abordé en détails dans le Chapitre 4.

[Novikov, 1965], lui aussi, définit un chargement mécanique admissible en se basant sur la notion d'intervalle de fragilité de l'alliage (*BTR*). Il définit alors une 'réserve de plasticité', p_r, de la façon suivante :

$$p_r = \frac{\int_{BTR} \left(\varepsilon_c(T) - \varepsilon^{th}(T)\right) dT}{BTR} \tag{1.12}$$

où ε_c et ε^{th} sont respectivement la ductilité de l'alliage (ou déformation à rupture) et la déformation thermique (dans le cas uniaxial, il s'agit de $\varepsilon^{th} = \int_{T^{coh}}^{T} \alpha(T)\dot{T}$) à la température T.

Magnin et al. ([Magnin, 1996]) ont adopté dans leurs travaux un critère semblable à celui de Novikov. Pour cela, des données expérimentales de rhéologie et de ductilité de l'alliage étudié (Al-4.5%Cu) ont été introduites dans un modèle 2D axisymétrique de coulée. D'après le critère défini par ces auteurs, la fissuration a lieu lorsque la plus grande déformation plastique principale positive calculée dans l'intervalle de solidification ($\varepsilon^{ii}_{\max}$) dépasse la courbe de rupture expérimentale ($\varepsilon_c(T)$), i.e. quand :

$$\varepsilon^{ii}_{\max}(T) \geq \varepsilon_c(T) \tag{1.13}$$

Par la suite, une autre variante a été énoncée par [Zhao, 2000]. Ce dernier se base sur la rhéologie de l'alliage pour déterminer les déformations –subies par le matériau au cours de sa solidification– à partir de la 'mesure' de la contrainte. Cette déformation est ensuite comparée à la courbe de ductilité de l'alliage ; une prédiction de la crique à chaud peut ensuite être effectuée.

Monroe et Beckermann ([Monroe, 2005]) quant à eux proposent de comptabiliser la déformation mécanique uniquement à partir du moment où une porosité est créée. Ce critère revient alors principalement à modifier les bornes sur lesquelles on comptabilise la déformation.

III.3.2 Critères en vitesse de déformation

[Prokhorov, 1962] propose de comparer la cinétique de développement des déformations au sein du matériau, avec la cinétique de la capacité du métal à se déformer au cours de la solidification. Pour cela, l'auteur fait alors l'hypothèse que la courbe de ductilité est capable de décrire le comportement intrinsèque d'un alliage donné (Figure 23). Au sens de ce critère, la condition d'amorçage d'une fissure est, dans le cas uniaxial :

$$\underbrace{\dot{\varepsilon}^{app} + \dot{\varepsilon}^{th}}_{\dot{\varepsilon}} \geq \dot{\varepsilon}_{adm} \tag{1.14}$$

où $\dot{\varepsilon}^{th}$ est la vitesse de déformation uniaxiale associée aux contraintes dues aux contractions thermiques ($\dot{\varepsilon}^{th} = \alpha\dot{T}$), et $\dot{\varepsilon}^{app}$ la vitesse de déformation apparente (i.e. telle qu'elle serait enregistrée par une jauge en surface). La vitesse de déformation admissible de l'Equation (1.14) est donnée par :

$$\dot{\varepsilon}_{adm} = \frac{D_{\min}}{BTR}\dot{T} \tag{1.15}$$

où $D_{\min}$ est la ductilité minimum de l'alliage dans l'intervalle de fragilité (cf. Figure 23).

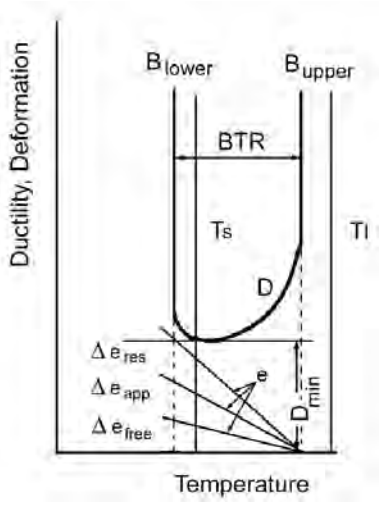


Figure 23 : Schématisation du domaine de fragilité d'un alliage semi solide et du chargement (en déformations) qu'il subit ([Prokhorov, 1962])

A la différence du critère de Novikov qui est un critère uniquement établi dans le but d'offrir un moyen de comparaison quant à la criquabilité relative entre différentes nuances (via la valeur de p_r), le critère de Prokhorov présente une écriture prenant en compte la sollicitation totale qui s'exerce sur le squelette solide ($\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}^{app} + \dot{\varepsilon}^{th}$) dans l'intervalle de fragilité de l'alliage.

L'Equation (1.15) signifie que la vitesse de déformation admissible de l'alliage peut varier si la vitesse de refroidissement évolue lorsque celui-ci traverse le BTR.

III.3.3 Critères en contrainte

Le critère de [Rogberg, 1983] se base sur l'hypothèse que le milieu semi-solide arrivera à rupture si la contrainte appliquée localement dépasse une valeur critique σ_c. Pour cela, l'auteur propose de prendre en compte la tension de surface γ_{LG} ainsi que l'épaisseur du film liquide b :

$$\sigma_c = \frac{2\gamma_{LG}}{b} \tag{1.16}$$

Pour un acier, selon [Keene, 1988], la tension de surface est donnée par l'équation :

$$\gamma_{LG} = 2.858 - 0.00051 \cdot T - 0.01424 \cdot C_{0,at}$$

où T et $C_{0,at}$ sont respectivement la température (en K) et le pourcentage atomique de carbone.

L'épaisseur du film liquide est quant à elle donnée par l'équation :

$$b = \lambda_1 \cdot (1 - \sqrt{1 - f_l^2})$$

où λ_1 est l'espacement entre les bras de dendrite primaires :

$$\lambda_1 = K \cdot \left|\dot{T}\right|^m \cdot C_0^n$$

avec λ_1 exprimé en μm, K et m des constantes (K= 278.748, m= -0.20628), $\dot{T}$ la vitesse de refroidissement (en K/s), C_0 le pourcentage massique de carbone et n un coefficient dépendant du pourcentage de carbone (n=- 0.326225 + 2.0325C_0 si $0 < C_0 < 0.15$, ou n= -0.0189 + 0.491666 C_0 si $0.15 < C_0 < 1.0$).

Au final, aucune fissure ne se développe tant que la contrainte qui s'applique au milieu est inférieure à valeur critique σ_c. Notons enfin que Lahaie et Bouchard ([Lahaie, 2001]) ont développé un nouveau modèle à partir de celui de Rogberg. Le paramètre clé de cette famille de modèles est la tension de surface (laquelle dépend de l'alliage étudié) ; ce type de paramètres reste délicat à identifier.

III.4 Bilan

III.4.1 Premiers retours d'expérience

Certains modèles ont été évalués dans le cas de la coulée continue d'alliages d'aluminium ([Suyitno, 2003], [Suyitno, 2004], [Suyitno, 2005]). Dans l'étude la plus récente, huit critères (Feurer, Clyne et Davies, Prokhorov, Novikov, Katgerman, un critère en déformation[2], RDG, Braccini et al.) ont été implémentés dans une simulation 2D par éléments finis ([Suyitno, 2005]) afin d'être confrontés sur différents points avec ce qu'on observe dans la pratique. Il en ressort que :

- ✓ Six d'entre eux (Feurer, Prokhorov, Katgerman, le critère en déformation, RDG, Braccini et al.) reproduisent bien qualitativement ce que l'on observe de manière générale, à savoir qu'une augmentation de la vitesse de coulée implique une augmentation de la susceptibilité à la crique à chaud.

- ✓ Cinq d'entre eux (Feurer, Prokhorov, Katgerman, RDG, Braccini et al.) sont capables de bien localiser –de manière qualitative–, la zone où sont observés expérimentalement les défauts (à savoir au centre de la billette).

- ✓ Seul le critère RDG est capable de reproduire –de manière qualitative– l'effet bénéfique sur la fissuration à chaud apporté par une procédure d'augmentation progressive (en rampe) de la vitesse de coulée durant la phase d'initiation.

Sur ces huit critères, seuls trois (Prokhorov, le critère en déformation, RDG) proposent une analyse quantitative à partir de leur mise en œuvre numérique ; sur ces trois critères, aucun n'est capable de prédire quantitativement l'apparition de fissures à chaud. En effet, ces critères sont trop sévères : ils prédisent tous l'apparition de fissures alors qu'aucun défaut n'est détecté avec les paramètres procédés adoptés lors de ces simulations.

Au final, cette confrontation démontre qu'il demeure difficile de reproduire correctement –déjà de manière qualitative–, ce que l'on observe industriellement. En l'état actuel, seul le critère RDG semble capable de reproduire qualitativement les observations ; à l'opposé, les critères de Novikov et de Clyne et Davies sont ceux qui sont le moins en accord avec la réalité. Ce travail prouve, s'il en était besoin, qu'une prédiction quantitative de la fissuration à chaud est loin d'être évidente.

Dans une étude récente, [Pierer, 2007] a évalué la pertinence de quatre modèles de la littérature ([Clyne, 1979], [Rogberg, 1983], [Rappaz, 1999], [Won, 2000]) pour prédire de manière qualitative, et toutes choses égales par ailleurs, l'influence relative de la composition chimique sur le risque de rupture à chaud. La sensibilité à la fissuration est passée en revue pour des aciers dont la teneur en carbone varie entre 0.05% et 0.7%. Même si ces modèles sont très différents, leurs résultats montrent des caractéristiques similaires. En effet, la sensibilité prédite dans la gamme de carbone entre 0.05% et 0.30% C est conforme aux mesures expérimentales. Les aciers à teneur en carbone de 0.50% et 0.70% montrent une tendance décroissante à la sensibilité à la fissuration à chaud. Ce comportement contraste avec les résultats généralement présentés dans la littérature qui concluent à une propension accrue à la fissuration à chaud avec l'augmentation de la teneur en carbone. Au final, l'auteur conclut que l'ensemble de ces critères ne donne pas de résultats satisfaisants pour des aciers avec des pourcentages de carbone et de manganèse importants.

[2] Il s'agit d'une réécriture du critère de [Magnin, 1996] où on définit le coefficient HCS comme étant le ratio de la déformation plastique circonférentielle par la valeur de la déformation à rupture déterminée expérimentalement.

III.4.2 Bilan sur les critères

Les principaux modèles de fissuration à chaud disponibles dans la littérature ont été présentés dans les paragraphes 1.III.2 et 1.III.3. Cette étude bibliographique a permis de passer en revue des critères de considérations et complexités différentes.

Les paramètres ou variables d'état manipulés par les critères dépendent fortement de la nature de la modélisation. En effet, on distingue des critères d'inspiration mécanique du solide, des critères prenant en compte l'écoulement du liquide à travers la zone pâteuse. Ces variables peuvent alors se révéler être plus ou moins faciles à identifier ou à calculer au moyen d'un code de simulation thermomécanique tel que THERCAST®.

III.4.2.1 Bilan sur les critères 'mécaniques'

Cette famille de critères se base sur des données tirées des résultats d'essais comme la ductilité et l'intervalle de fragilité. Prokhorov a fondé son critère sur la **cinétique de la déformation** de la zone pâteuse tandis que Novikov et Yamanaka se sont basés sur l'**accumulation de déformations**. Ces auteurs ne prennent pas du tout en compte l'alimentation en liquide, ce qui peut s'interpréter en disant que l'effet de la composition, de la microstructure ou de l'angle de mouillage est en partie caché dans la courbe de ductilité du matériau. Ce type de critères présente l'avantage d'être facilement mis en œuvre dans un code de simulation numérique.

Pour un critère mécanique, un point important est la direction du chargement par rapport aux dendrites. Au vu des observations réalisées sur la fissuration à chaud, il paraît nécessaire de distinguer l'orientation du chargement par rapport à la microstructure.

III.4.2.2 Bilan sur les critères 'phénoménologiques'

Dans cette catégorie de critères, les auteurs ne considèrent pas une valeur critique sur le comportement mécanique du solide en tant que tel.

Le critère de Feurer, source d'inspiration du critère RDG

Feurer et Rappaz et al. considèrent des écoulements de Darcy afin d'exprimer la compétition entre déficit et alimentation en liquide ; ce qui diffère en la matière entre ces deux modèles est l'expression du gradient de pression au sein de la zone pâteuse, l'expression de la perméabilité ainsi que la mise en équation[3]. Ces descriptions prennent en compte la morphologie du liquide en toute fin de solidification à travers la pression de capillarité $\left(P_{cap} = 4\gamma_{SL}/\lambda_2\right)$ chez Feurer, et la pression de cavitation chez Rappaz.

Les améliorations apportées par le RDG

Feurer a posé des bases prometteuses, mais le fait de ne pas faire intervenir de chargement mécanique extérieur est réducteur : tout se résume au seul problème d'alimentation. Rappaz et al. font la distinction entre le phénomène de microporosités –que décrit le critère de Feurer– dues au manque d'alimentation mais associées aux contraintes hydrostatiques (contractions en volume dues au retrait de solidification), et les criques à chaud dues aux contraintes en tension uniaxiale induites thermiquement. Les observations de rupture militent pour une mise en tension à l'origine de la fissuration. C'est pourquoi le critère R.D.G. enrichit l'approche de Feurer avec la prise en compte d'un chargement extérieur $\dot{\varepsilon}$.

Vers une prise en compte de la propagation ainsi que du type de microstructure

En prenant en compte la déformation du semi-solide cohérent et de la morphologie du film liquide pour les phases d'amorçage et de croissance, le modèle de Braccini présente une

[3] Le RDG se base sur un bilan de masse de la zone pâteuse tandis que Feurer sur la comparaison entre deux cinétiques.

démarche nouvelle. Ce modèle, ainsi que celui de Suyitno et al., intègrent l'aspect propagation ; cette description de la fissuration à chaud implique alors une complexité évidente au niveau de la mise en équation. Notons que notre étude ne s'intéresse –dans l'état actuel des choses–, qu'à l'initiation des défauts et non pas à leur propagation.

Au final, les critères 'phénoménologiques' –tout comme les critères mécaniques exprimés en contrainte– manipulent des paramètres physiques souvent difficiles à identifier (pression de cavitation, espacement entre bras de dendrites secondaires, tension de surface, épaisseur de film liquide, taille de grains…) dans le cas d'une nuance donnée et d'évolutions thermiques qui dépendent du procédé.

III.4.3 Eléments de choix d'un critères

L'objectif de cette étude est de sélectionner des critères :

- ✓ capables de prédire la formation ou de mettre en évidence un risque de formation de criques à chaud ;
- ✓ présentant des paramètres identifiables et utilisables dans un code de calcul thermomécanique dans lequel le milieu pâteux est traité comme un milieu continu équivalent.

Il convient de noter que l'on s'est intéressé à l'ensemble des critères de la littérature même si on souhaiterait s'orienter, à terme, vers une analyse quantitative de la fissuration à chaud. Ceci permettrait de fournir un outil prédictif d'apparition de défauts et non uniquement un outil destiné à détecter les zones à risques de la pièce. Compte tenu des objectifs de ce travail, seul l'aspect 'apparition du défaut' est primordial, la façon dont le défaut est capable de se propager dans la pièce, présente à ce stade du projet un intérêt moindre.

Dans ce contexte, il n'est donc pas évident que les critères les plus 'perfectionnés' soient forcément les meilleurs candidats. Il existe par exemple certains critères relativement simples (e.g. [Won, 2000] ou [Prokhorov, 1962]) qui remplissent l'exigence de définir une limite mécanique, en terme de déformation ou vitesse de déformation.

La majorité des modèles présentent une écriture monoaxiale ; il conviendra donc, lors de l'implantation dans le code de calcul, de traduire cela dans un contexte tridimensionnel afin de transcrire au mieux l'esprit du critère.

IV. Caractérisation de la rupture à chaud

Dans la perspective de l'évaluation des critères présentés dans le paragraphe précédent, on cherchera à caractériser le comportement du matériau à l'état semi-solide. Le premier paragraphe présente les essais en cours de solidification (pour lesquels on part d'un alliage à l'état liquide) tandis que le paragraphe suivant décrit la deuxième famille d'essais envisageables que sont les essais de refusion locale.

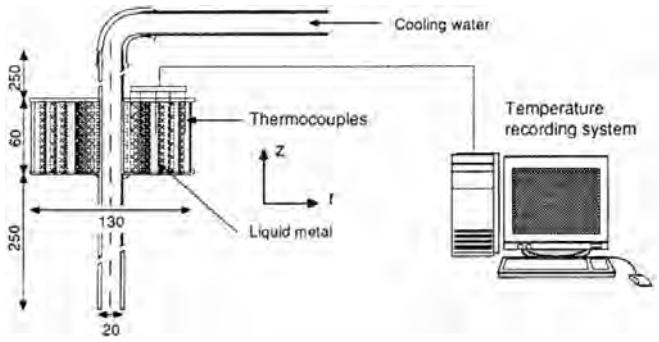
IV.1 Essais en cours de solidification

La géométrie du moule a une incidence notable sur les sollicitations auxquelles la pièce va être exposée. Si le moule gêne le retrait du matériau au cours de sa solidification, des défauts vont pouvoir être engendrés. Ce type d'essais est plus proche d'un essai de validation que d'un essai mécanique aux conditions bien contrôlées en termes de vitesse de déformation, fraction volumique, microstructure… On cherchera donc à comprendre comment ces essais peuvent être améliorés (via l'instrumentation par exemple) afin d'identifier un critère d'apparition de fissure. Il convient de noter l'important travail bibliographique réalisé par Eskin et al. ([Eskin, 2004a]), reprenant des travaux jusque-là uniquement publiés en russe.

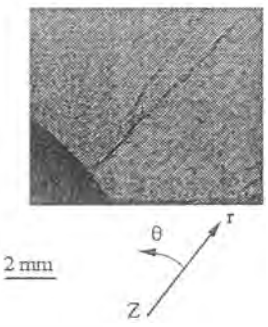
IV.1.1 Test de l'anneau

Le métal liquide est coulé dans un moule en forme d'anneau (Figure 24(a)). La zone se solidifiant en premier est celle en contact avec l'âme du moule qui est refroidie par circulation d'eau. Le matériau se contracte ainsi brutalement de façon non homogène, ce qui peut donner lieu à la formation de fissures ortho-radiales et axiales ([Drezet, 1998]). Les auteurs ont utilisé cet essai relativement simple afin de valider expérimentalement le critère RDG à travers la mesure des longueurs de fissures. Les conditions aux limites en thermique ont été déterminées par analyse inverse via l'utilisation de cinq thermocouples. Les champs de contraintes et de déformations sont calculés en utilisant une description viscoplastique. La Figure 24(c) permet de calculer la longueur d'une fissure via l'utilisation du critère et de comparer le résultat avec les observations (Figure 24(b)).

(a)



(b)



(c)

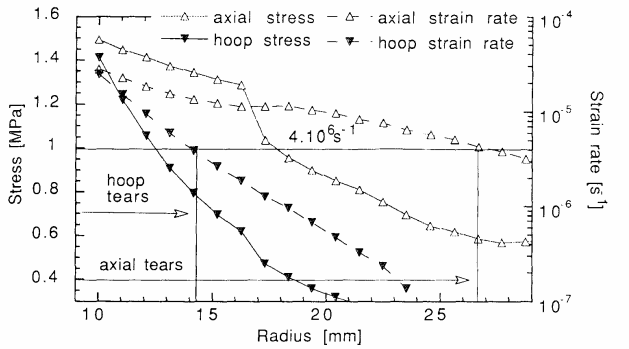


Figure 24 : Test de l'anneau ([Drezet, 1998])

(a) Configuration de l'essai

(b) Observation des fissures dues aux contraintes ortho-radiales

(c) Contraintes et vitesses de déformation axiales et ortho-radiales calculées à la base des dendrites

D'autre part, une évolution de cet essai a été proposée par Guven et Hunt ([Guven, 1988]). En effet, ce dispositif en demi-moule permet la mesure de l'effort ou du déplacement dû à la contraction lors de la solidification de l'alliage (Figure 25). Si on laisse mobile la partie *A* du moule par rapport à la partie *B,* on mesure le déplacement ; dans le cas contraire, on mesure l'effort qui s'accumule dans la structure en cours de solidification.

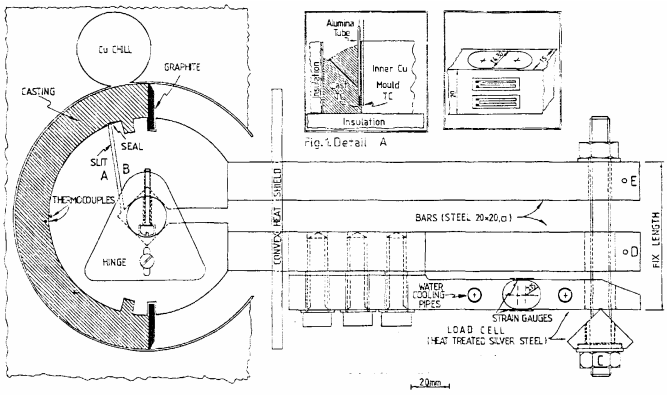


Figure 25 : Amélioration de l'essai de l'anneau proposée par [Guven, 1988]

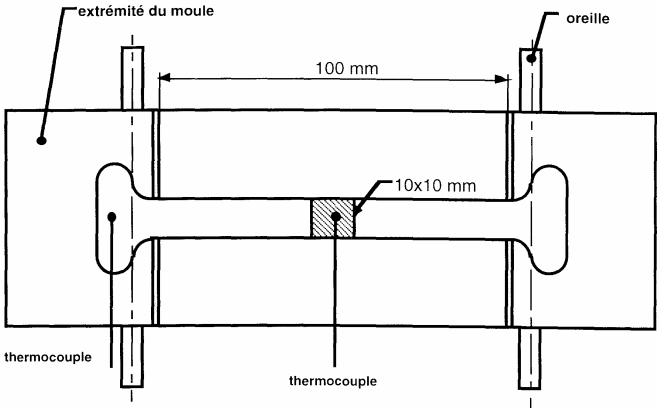
IV.1.2 Doigt froid

Ce test se différencie du précédent par le fait que le métal liquide se trouve initialement dans le moule, placé dans un four maintenu à température constante. On amène ensuite un refroidisseur conique (doigt traversé par une circulation d'eau) dans le métal jusqu'à une profondeur déterminée. Un ruban d'isolant (point chaud) permet de localiser la fissure à un endroit précis de la pièce. En l'état, aucune mesure mécanique n'est réalisable ([Eskin, 2004a]).

IV.1.3 Os de chien

Ce type de test a largement été utilisé et de nombreuses variantes existent. Citons par exemple les travaux de [Novikov, 1995], [Decultieux, 1996] et [Braccini, 2000]. Le principe étant dans tous les cas de contrarier le retrait de l'éprouvette pour créer ainsi des déformations dans la partie active de l'éprouvette où se situe le point chaud. L'avantage principal de ce type d'essai est que l'on peut effectuer des mesures mécaniques comme cela a été entrepris par exemple par Decultieux dans sa thèse. Cependant un certain nombre de points d'interrogation subsistent, comme par exemple l'état de contraintes subi par la zone pâteuse en toute fin de solidification ou encore l'influence éventuelle d'une alimentation en liquide. L'état de contraintes est-il bien perpendiculaire à la direction de croissance ou plutôt triaxial ?

(a)



(b)

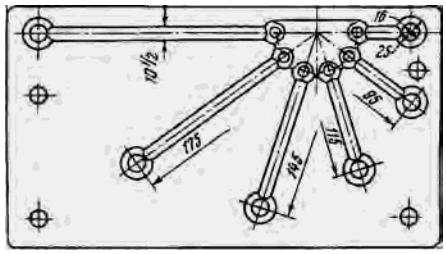


Figure 26 : Essais de type 'os de chien'

(a) Dispositif expérimental permettant la mesure de la force et du déplacement au cours de la solidification ([Decultieux, 1996]).

(b) Combinaison de plusieurs moules de type os de chien ([Novikov, 1965]). (La susceptibilité est fonction de la longueur de l'éprouvette)

IV.1.4 Essais sous chargement mécanique à l'état semi-solide

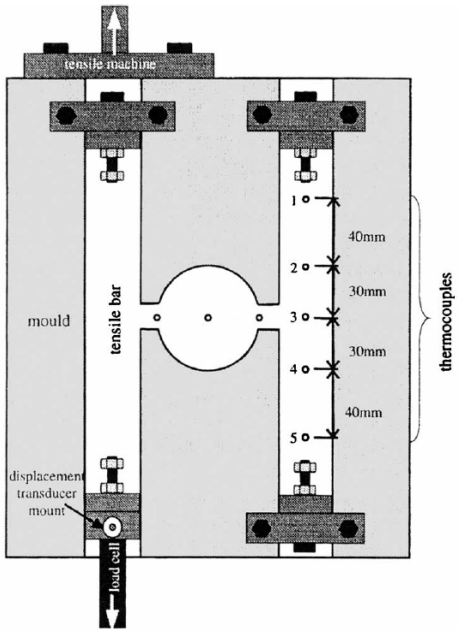
Les essais de type os de chien permettent d'amener ou non l'éprouvette à la formation de fissures et non pas d'agir sur la formation de celles-ci. C'est pourquoi des essais plus élaborés que les précédents ont été mis en place.

Instone et al. ([Instone, 2000]), outre une instrumentation relativement identique à celle proposée par Decultieux, ont ajouté un dispositif de traction (cellule de force de 5kN) permettant de contrôler le chargement mécanique au cours de la solidification d'alliages d'aluminium (Figure 27(a)). Plusieurs types de configurations peuvent être ainsi mis en œuvre :

- ✓ mesure de déplacements en laissant l'ancrage –au niveau du dispositif de traction– libre en déplacement.
- ✓ mesure d'effort en contraction contrariée en bloquant le déplacement de l'ancrage.
- ✓ mesure d'effort en tension en imposant un déplacement à l'ancrage.

D'autre part, on peut remarquer le choix des auteurs d'équiper en parallèle une éprouvette témoin servant seulement aux mesures de température de manière à ne pas perturber les mesures mécaniques. Un masselottage dans la partie centrale du moule permet d'alimenter le point chaud en métal liquide. Un des objectifs de ce dispositif est de faire le lien entre évolution de la microstructure et développement de l'effort au cours de la solidification. Les fissures observées lors des essais ont lieu au centre de l'éprouvette et sont similaires à celles qui se développent dans les billettes d'aluminium coulées en semi-continu.

(a)



(b)

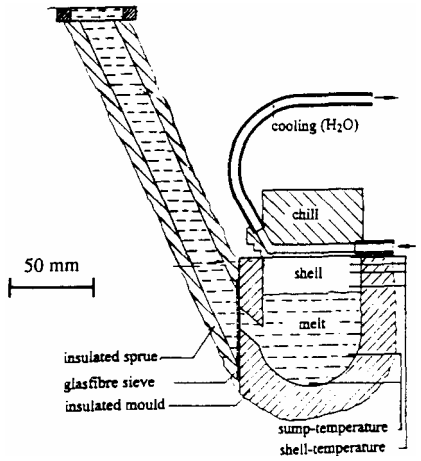


Figure 27 : Essais de traction à l'état semi-solide

(a) Configuration du dispositif mis en œuvre par [Instone, 2000].

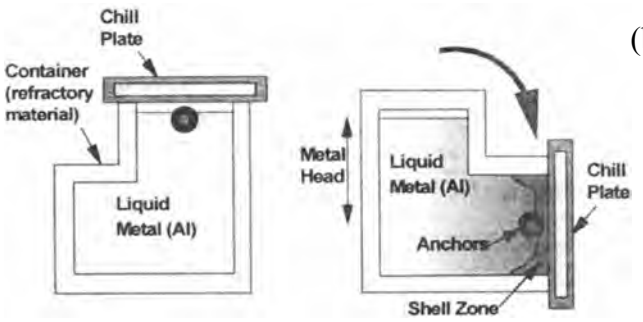
(b) Vue en coupe du dispositif utilisé par [Magnin 1996].

La déclinaison de cet essai mise en œuvre par [Magnin 1996] est présentée en Figure 27(b). La première phase de l'essai consiste à obtenir une croûte solide (solidification dirigée) sur le dessus et aux extrémités de l'éprouvette (utilisation d'un refroidisseur sur la face supérieure de l'éprouvette). Une fois la température d'essai atteinte (et le refroidisseur enlevé), la deuxième phase consiste à venir solliciter le matériau en tension à vitesse de déplacement constante. Ce dispositif permet ainsi de simuler la formation d'une lame d'air. Cet essai est réalisé sur une

machine de traction classique mise à l'horizontal et ce, pour différentes pressions métallostatiques. Le déplacement (extensomètre) et la force (cellule de 160kN) sont enregistrés.

Langlais et Gruzleski ([Langlais, 2000]) ont, pour leur part, utilisé une machine de traction conventionnelle horizontale sur laquelle a été ajoutée une unité de solidification comprenant un container en matériau réfractaire ainsi qu'un refroidisseur (Figure 28(a)). Le métal liquide se solidifie au contact du refroidisseur ; il se forme alors une croûte solide autour des ancrages. Ces derniers sont utilisés pour transmettre et mesurer le chargement mécanique au cours de l'essai. Une fois la température d'essai atteinte, le container pivote de 90° puis l'essai est réalisé à vitesse de déplacement constante. L'effort appliqué est perpendiculaire à la direction principale du gradient thermique. Ce type d'essai a pour objectif de simuler la formation de fissure en zone subsurface des pièces.

(a)



(b)

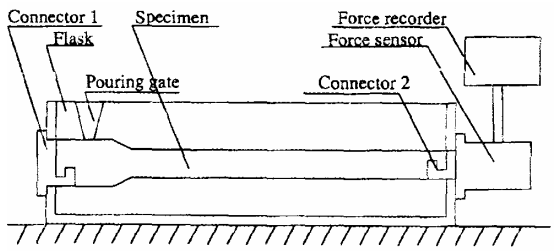


Figure 28 : Essais en cours de solidification

(a) Dispositif de traction à l'état pâteux mis en œuvre par [Langlais, 2000].
L'unité de solidification bascule avant le début de l'essai de manière à ce que le métal liquide alimente la zone pâteuse au cours de l'essai (la direction de traction étant perpendiculaire à la figure).

(b) Schéma du dispositif mis en œuvre par [Zhao, 2000].

On peut citer ensuite les travaux de Eskin et al. ([Eskin, 2004b]) qui ont utilisé un dispositif dérivé de celui de l'os de chien afin de déterminer expérimentalement la contraction linéaire pendant et après la solidification d'alliages d'aluminium. Les auteurs en ont déduit la température d'apparition de la contraction, la quantité de contraction dans l'intervalle de solidification ainsi que le coefficient de contraction thermique aux températures inférieures au solidus. Les résultats expérimentaux démontrent, selon les auteurs, que la contraction dans l'intervalle de solidification peut être utilisée comme une mesure de la susceptibilité aux criques à chaud. A noter qu'il s'agit ici simplement d'un essai de mesure de déplacement en contraction libre, comparable au premier type de test dans l'essai d'Instone.

Le dispositif de Zhao et al. ([Zhao, 2000]) est comparable à une des configurations de l'essai d'Instone. En localisant le point chaud à proximité d'une extrémité de l'éprouvette ((Figure 28(b)) et en réalisant la mesure de l'effort à l'autre extrémité, les auteurs en déduisent la contrainte imposée au matériau au cours de la solidification. L'auteur déduit ensuite la déformation à partir de l'évolution de la contrainte et la loi de comportement de l'alliage. Les valeurs de $\varepsilon(T)$ sont ensuite directement comparées aux mesures de ductilité de l'alliage préalablement effectuées sur cet alliage.

Yamanaka et al. ([Yamanaka, 1991]) ont pour leur part mesuré les déformations critiques à travers des essais de traction sur des éprouvettes cylindriques en acier (0.15%C) à cœur liquide (cf. Figure 29). Ce dispositif consiste à solliciter le matériau à vitesse de déformation constante une fois l'épaisseur désirée de croûte solide atteinte. La déformation de la zone d'intérêt de l'éprouvette est mesurée avec un appareil optique ; ces vitesses de déformation sont comprises entre 10^{-4} et $10^{-2}\ s^{-1}$. Notons que ce dispositif de taille imposante (les éprouvettes ont un diamètre de 155mm et une longueur entre mors de 700mm) nécessite en conséquence un équipement adapté. Comme la majorité des essais en cours de solidification, cet essai reste

particulièrement délicat à maîtriser dans la mesure où une synchronisation de l'essai avec les évolutions thermiques de l'échantillon est nécessaire.

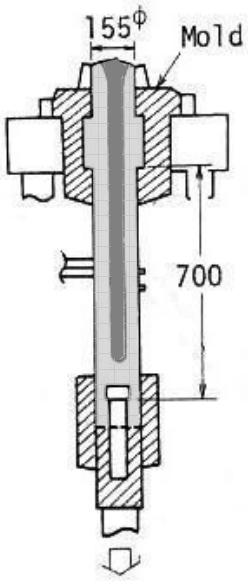


Figure 29 : Dispositif de traction à l'état pâteux mis en œuvre par [Yamanaka, 1991]

En outre, notons que l'IRSID a réalisé, il y a une vingtaine d'années, un essai d'inspiration similaire –mais dont la mise en œuvre était différente– qui consistait à réaliser la flexion d'un lingot d'acier de 300 kilos ([Bobadilla, 1988]). Ce dispositif sera présenté en détail dans le Chapitre 5 ; pour de plus amples informations le lecteur est invité à s'y reporter.

IV.2 Essais de refusion locale

Ce type d'essais consiste à refondre totalement la zone centrale d'une éprouvette cylindrique montée sur une machine de traction classique, puis à (re)solidifier partiellement cette zone. C'est ce qui a été mis en œuvre dans les travaux de thèse de M. Braccini ([Braccini, 2000]) puis amélioré dans ceux d'O. Ludwig ([Ludwig, 2004]) dans le cas d'alliages d'aluminium $(Al-Cu)$. L'éprouvette $(l=120mm,\Phi 12mm)$, montée dans des mors refroidis par circulation d'eau, et initialement entourée d'un moule en alumine, est chauffée par induction. Ce chauffage permet de fondre totalement une partie de l'éprouvette ($20mm$), qui est ensuite solidifiée partiellement jusqu'à une certaine température, maintenue constante. L'essai est alors déclenché : un déplacement de la traverse met l'éprouvette en traction, et la force et le déplacement sont enregistrés. Un thermocouple introduit dans un alésage oblique permet la mesure de la température au centre de l'éprouvette. Pendant la montée de l'éprouvette, les dilatations de l'éprouvette sont accommodées par déplacement manuel de la traverse. De la même manière, K. Hansson ([Hansson, 2001]), lors de ses travaux de thèse, a utilisé un dispositif relativement analogue destiné à étudier des alliages à base fer. Le chauffage est ici réalisé par des fours miroirs qui permettent d'obtenir une zone de chauffage limitée 5mm de long pour une éprouvette de diamètre 4 mm et de longueur 40 mm. Il s'agit encore d'un essai isotherme à vitesse constante, mais sous atmosphère contrôlée (argon). Il est intéressant de noter la valeur de la température maximale atteinte pour une éprouvette $Fe_{2\%}Ni$: 1539°C. Lors de cette étude, les essais ont été menés pour des vitesses plus importantes que dans l'étude précédente (0.8 mm/s contre 0.02 et 0.002mm/s). On peut retrouver des essais analogues sur d'autres nuances d'aciers dans les travaux de K. Carpenter ([Carpenter, 2004]).

IV.3 Bilan comparatif

Les deux familles d'essais envisageables, visant à l'étude de critères de rupture à chaud ont été présentées précédemment. Il s'agit là de types d'essais totalement différents.

D'une manière générale, les essais en solidification contrariée sont relativement simples à mettre en œuvre pour peu que l'on s'assure de bien contrôler les conditions expérimentales : la seule mesure se situe au niveau de la proportion de fissure (observation, résistance électrique). Ils se rapprochent des conditions industrielles de solidification, mais ne permettent pas d'obtenir suffisamment d'informations quantitatives pouvant conduire à un critère de fissuration. C'est pourquoi, de nombreuses études se sont axées vers des essais de traction à l'état semi solide ou vers la mise en place d'une instrumentation mécanique. A travers le caractère hétérogène de ce type d'essais, il demeure des difficultés afin de bien prendre en compte l'histoire thermo-mécanique que subit le matériau au cours de sa solidification, ce qui rend l'interprétation complexe pour cette famille d'essais ; par exemple, on connaît mal le type de contraintes aux environs du point chaud en toute fin de solidification ainsi que la microstructure développée. Un autre exemple de l'influence de l'histoire est que la solidification sous contrainte de traction peut donner lieu à l'absence de formation de certains joint de dendrites favorisant l'apparition de fissures ([Decultieux, 1996]).

Les essais de refusion locale, quant à eux, permettent des interprétations beaucoup moins complexes étant donné qu'ils ont lieu dans des conditions moins 'hétérogènes'. Ils permettent ainsi de caractériser la rhéologie de la zone pâteuse (point important pour la mise en œuvre d'une simulation thermo-mécanique) voire même d'amener l'alliage à rupture, et ce dans des modes de sollicitation plus simples que dans les essais en cours de solidification. Il faut cependant noter que la microstructure ainsi que la fraction de solide sont en général loin d'être homogènes dans la zone testée et la répartition des déformations est souvent mal connue, ce qui entraîne une grande incertitude sur les mesures de déformation et de ductilité.

Ainsi, au vu de ce qui vient d'être présenté, la mise en place d'un essai s'inspirant de celui proposé par Instone et al. ([Instone, 2000]) semble le mieux correspondre à l'objectif de cette étude qui est de caractériser, à travers l'analyse des essais retenus, des critères quantitatifs, locaux et applicables industriellement, de risque d'apparition de la rupture à chaud.

V. Conclusion

La complexité de la fissuration à chaud s'illustre parfaitement au travers de la diversité des critères que l'on rencontre dans la littérature. La facilité de la mise en œuvre numérique de ces modèles de fissuration varie d'un critère à l'autre. Si certains critères semblent décrire assez finement la physique du problème (compétition entre déficit et alimentation en liquide), ils ne paraissent pas pour autant les mieux adaptés à notre étude. Les critères les plus récents ([Braccini, 2000], [Suyitno, 2002]), par exemple, intègrent la phase de propagation en plus de celle d'initiation. Ce type d'approche permet en conséquence de prendre en considération la déformation des films liquides, mais également le comportement de la phase solide. Cependant, une telle approche, si on la souhaite quantitative, est une affaire délicate, car elle met en jeu les mécanismes d'accommodation viscoplastique à l'échelle de la microstructure ([Decultieux, 1996]) et nécessite des paramètres difficilement identifiables. Au final, des critères en apparence plus simplistes (e.g. [Won, 2000] ou [Prokhorov, 1962]), peuvent se révéler être des candidats tout à fait valables.

Afin de confronter les prédictions de tels critères, la mise en œuvre d'essais en cours de solidification semble nécessaire même si de nombreuses difficultés viennent se greffer sur ce type d'essais (contrôle délicat des différents paramètres, influence de l'histoire thermo-mécanique…) et rendent leurs interprétations délicates. Le dispositif d'Instone représente néanmoins une base intéressante afin de développer et mettre en œuvre un nouvel essai de solidification contrariée dans l'enceinte du laboratoire.

Références bibliographiques

[Bernhard, 2000] C. Bernhard, H. Hiebler, M.M. Wolf, *Simulation expérimentale de la formation des criques sous-cutanées en coulée continue*, La revue de Métallurgie-CIT, 2000.

[Bobadilla, 1988] M. Bobadilla, B. Chamont, C. Gatellier, J.M. Jolivet, *Etude de la fragilité à la solidification d'aciers au carbone*, Commission des Communautés Européennes, Convention n°7210-CA/316, RE 88/023, 1988.

[Braccini, 2000] M. Braccini, *Optimisation des pièces moulées : Etude des phénomènes de fissuration à chaud dans les alliages Al-Cu*. Thèse de l'Institut National Polytechnique de Grenoble, 2000.

[Carpenter, 2004] K. Carpenter, *The influence of microalloying elements on the hot ductility of thin slab cast steel*, Thèse de l'Université de Wollongong, Australie, 2004.

[Clyne, 1979] T.W. Clyne, GJ. Davies, *Comparison between experimental data and theorical predictions relating to dependence of solidification cracking on composition*, Solidification and casting of metals, Metals Society; 1979, pp. 275.

[Dahle, 1996] A. K. Dahle, L. Arnberg, *Overview : the rheological properties of solidifying aluminium foundry alloys*, J. O. M.,1996, pp.34-37.

[Decultieux, 1996] F. Decultieux, *Caractérisation du comportement thermomécanique d'alliages de fonderie pendant la solidification,* Thèse de l'Ecole des Mines de Paris, 1996.

[Drezet, 1998] J-M. Drezet, M. Rappaz, *Study of hot tearing in aluminium alloys using the ring mold test*, Modelling of casting, Welding and Advanced solidification Processes VIII, éd B.G. Thomas et C. Beckerman, TMS, 1998.

[Drezet, 2001] J.M. Drezet, M.Rappaz, *Prediction of hot tears in DC-CAST Aluminium Billets*, Anjier JL, Light metals, 2001, pp. 887.

[Drezet, 2002] J.-M. Drezet, M. Gremaud, R. Graf, M. Gaumann, *A new hot tearing criterion for steel*, Proceedings of the 4th European Continuous Casting Conference, Birmingham, UK, 2002

[Eskin, 2004a] D. G. Eskin, Suyitno, L. Katgerman, *Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium*, Progress in Materials Science, Vol.49, 2004, pp.629-711

[Eskin, 2004b] D.G. Eskin, Suyitno, J.F. Mooney, L. Katgerman, *Contraction of aluminium alloys during and after solidification*, Metall Mater Trans, Vol 35A, 2004, pp.1325

[Farup, 2001] I. Farup, J.M. Drezet, M. Rappaz, *In situ observation of hot tearing formation in succinonitrile-acetone*, Acta Materialia, Vol.49, 2001, pp.1261-1269.

[Feurer, 1976] U. Feurer, *Mathematisches Modell der Warmrißneigung von binären Aluminiumlegierungen,* Giesserei-Forschung, Vol.28, 1976, pp.75

[Feurer, 1977] Feurer U. In: Nieswaag H, Schut JW, editors. Quality control of engineering alloys and the role of metals science. Delft: Delft University of Technology; 1977. pp. 131

[Fredriksson, 1979] H. Fredriksson, B. Lehtinen, *Continuous observation of hot crack-formation during the deformation and heating in SEM*, Solidification and Casting of Metals, 1979, pp. 260-267

[Gerds, 1976] A. F. Gerds, E.M. Stein, E.E. Fletcher, A.R. Elsea, *La crique dans les pièces moulées en acier,* Steel Founders' Society of America, 1976

[Grandfield, 2001] JF. Grandfield, DJ. Cameron, JA. Taylor, *Application of a new hot tearing analysis to horizontal DC cast magnesium alloy AZ91*, Light metals 2001, pp. 895

[Grasso, 2004] P.D. Grasso, *Coalescence and mechanical behaviour of semi-solid aluminium alloys in relation to hot tearing*, Thèse de l'Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 2004.

[Guven,1988] YF. Guven, JD. Hunt, *Hot tearing in aluminium copper alloy,* Cast Metals 1988; pp.1-104.

[Hansson, 2001] K. Hansson, *On the hot crack formation during solidification of iron-base alloys*, Thèse de l'Institut Royal de Technologie, Stockholm, Suède, 2001

[Instone, 2000] S. Instone, D. St John, J. Grandfield, *New Apparatus for characterising the tensile strength development and hot cracking in the mushy zone*, Int J Cast Metals Res, 2000; vol.12, pp.441-456

[Katayama, 1985] S. Katayama, A. Matsunawa, T. Fujimoto, *Correlation among solidification process, microstructure, microsegregation and solidification cracking susceptibility in stainless steel weld metals*, Transactions of JWRI, vol. 14, n°1, 1985

[Katgerman, 1982] L. Katgerman, *A mathematical model for hot cracking of aluminium alloys during DC casting*, JOM, 34(20), 1982, pp.46.

[Keene, 1988] B.J. Keene, *Review of data for the surface tension of iron and Its binary alloys*, Int. Mater. Rev. vol. 33, no. 1, 1-37, 1988.

[Kotecki, 1993] D.J. Kotecki, *Welding of Stainless Steel*, ASM Handbook, Vol. 6, 1993, pp. 677-707.

[Kraemer, 1986] R. Kraemer, J. Y. Lamant, M. Larrecq, P. Rabier, *Comportement mécanique de la brame dans la zone de refroidissement secondaire d'une machine de coulée continue d'acier*, Rapport interne, IRSID, UNIREC, 1986

[Katgerman, 1982] L. Katgerman, *A mathematical model for hot cracking of aluminium alloys during DC casting*, JOM, 34(20), 1982, pp.46.

[Lahaie, 2001] D. J. Lahaie, M. Bouchard, *Physical modeling of the deformation mechanisms of semisolid bodies and a mechanical criterion for hot tearing*, Metall. Mater. Trans. B, Vol 32 A, 2001, pp. 697-705

[Langlais, 2000] J. Langlais, JE. Gruzleski, *A novel approach to assessing the hot tearing susceptibility of aluminium alloys,* Mater Sci Forum, Vol.331–337, 2000; pp.167

[Li, 2003] C. Li, B.G. Thomas, *Thermo-mechanical Finite Element Model of Shell Behavior in Continuous Casting of Steel*, Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Process X, TMS, San Destin, FL, May 25-30, 2003

[Ludwig, 2004] O. Ludwig, *Etude expérimentale et modélisation du comportement rhéologique d'alliages Al-Cu en cours de solidification dans le cas de la fissuration à chaud en coulée continue*, Thèse de l'Institut National Polytechnique de Grenoble, 2004

[Magnin, 1996] B. Magnin, L. Maenner, L. Katgerman, S. Engler, *Ductility and rheology of al-4.5%Cu alloy from room temperature to coherency temperature*, Mater Sci Forum, Vol.217–22. , 1996, pp.1209

[Monroe, 2005] C. Monroe, C. Beckermann, *Development of a hot tear indicator for steel castings*, Materials Science and Engineering: A, Vol. 413-414, 2005, pp. 30-36

[Novikov, 1965] II Novikov, Novik FS. Izv Vyssh Uchebn Zaved, Tsvetn Metall 1965;4:131.

[Novikov, 1995] II Novikov, Grushko OE. Mater Sci Technol 1995;11:926.

[Pierer, 2007] R. Pierer, C. Bernhard, C. Chimani, *A contribution to hot tearing in the continuous casting process*, Rev. Met. Paris, N°2 (February 2007), 2007, pp. 72-83

[Place, 1995] J.L. Place, *Défaut de crique dans l'acier moulé,* 95 F 005, Aciéries Delachaux, Association Technique de Fonderie, 1995

[Prokhorov, 1962] NN. Prokhorov, Russian Castings Production 1962;2:172.

[Rappaz, 1999] M. Rappaz, JM. Drezet, M. Gremaud, *A new hot-tearing criterion,* Metall Mater Trans A, 1999, Vol.30A, pp.449-456.

[Rogberg, 1983] B. Rogberg, *An Investigation on the hot ductility of steels by performing tensile tests on In situ solidified samples*, Scand. J. Metall., vol. 12, 1983, pp. 51-66

[Seol, 2002] D.J. Seol, K.H. Oh, J.W. Cho, J. Lee U. Yoon, *Phase-field modelling of the thermo-mechanical properties of carbon steels*, Acta Materiala 50, 2202, pp.2259-2268

[Suyitno, 2002] Suyitno, WH. Kool, L. Katgerman, *Micro-mechanical model at triple junctions in DC casting*, Light metals, Mat Sci Forum, Vol.396–402, 2002, pp.179.

[Suyitno, 2003] Suyitno, WH. Kool, L. Katgerman, *Evaluation of mechanical and non-mechanical hot tearing criteria for DC casting of an alluminium alloy*, 2003, pp. 753.

[Suyitno, 2004] Suyitno, D. Eskin, L. Katgerman, *Effect of casting speed on structure formation and hot tearing during direct chill casting of Al-Cu alloys,* Solidification Processes and Microstructures: A Symposium in Honor of W. Kurz, TMS Mar. 2004, pp. 47

[Suyitno, 2005] Suyitno, WH. Kool, L. Katgerman, *Hot tearing criteria evaluation for direct chill casting of an Al-4.5Pct Cu alloy*, Metall. Mater. Trans. A, Vol 36 A, 2005, pp. 1537-1546.

[Suyitno, 2006] Suyitno, D.G. Eskin, L. Katgerman, *Structure observations related to hot tearing of Al–Cu billets produced by direct-chill casting,* Materials Science and Engineering*:* A, Vol. 420, 2006, pp. 1-7

[Wintz, 1994] M. Wintz, M. Bobadilla, J.M. Jolivet, *Fragilité à la solidification des acier : influence du carbone, du soufre et du phosphore*, La revue de Métallurgie-CIT, 1994.

[Won, 2000] YM. Won, TJ. Yeo , DJ. Seol, KH. Oh, *a new criterion for internal crack formation in continuously cast steels*, Metall Mater Trans B, 2000, Vol.31B, pp.779-794.

[Yamanaka, 1991] A. Yamanaka, K. Nakajima, K. Yasumoto, H. Kawashima, K. Nakai, *Mesurement of critical strain for solidification cracking,* Model. Cast. Weld. Adv. Solidification processes V, ed. M. Rappaz, Min. Met. Mat. Society, 1991, pp.279

[Zhao, 2000] L. Zhao, Baoyin, N. Wang, V. Sahajwalla, RD. Pehlke, *The rheological properties and hot tearing behaviour of Al-Cu alloy*, Int J Cast Metals Res 2000;13(3), pp.167.

Chapitre 2 : Conception d'un essai de solidification contrariée : l'essai Crickacier

I. Définition d'un nouveau moyen d'essai **50**
I.1 Essai de criquabilité retenu **50**
I.2 Objectifs des essais **51**
II. Conception de l'essai 52
II.1 Contraintes expérimentales **52**
II.2 Solution envisagée **54**
II.2.1 Utilisation d'un tel essai 54
II.2.2 Stratégie adoptée 54
II.3 Dimensionnement thermique **55**
II.3.1 Principe 55
II.3.2 Résultat 55
II.3.3 Bilan 57
II.4 Solution adoptée **58**
II.4.1 Dispositif expérimental 58
II.4.2 Configuration et paramètres du protocole d'essais 59
II.4.3 Instrumentation 60
III. Discussion 62
III.1 Contraintes techniques **62**
III.1.1 Choix des matériaux et composants 62
III.1.2 Géométrie des éprouvettes 62
III.1.3 Mesure 63
III.1.4 Configuration de coulées en enceinte à atmosphère contrôlée 63
III.2 Contrôle du bain liquide **64**
III.3 Améliorations du dispositif **65**
III.4 Vers un second type d'essai de fissuration à chaud ? **66**
IV. Bilan de la conception 67
Références bibliographiques 68

I. Définition d'un nouveau moyen d'essai

I.1 Essai de criquabilité retenu

Le chapitre 1 a permis de passer en revue les principaux types d'essais mis en œuvre afin d'étudier la rupture en cours de solidification. Il apparaît donc que plusieurs types de montages peuvent être imaginés, visant à provoquer la rupture à chaud dans des éprouvettes instrumentées en capteurs thermiques et mécaniques. Notre choix s'est orienté vers la réalisation d'essais en cours de solidification sur un dispositif qui serait développé au laboratoire et permettrait de reproduire les conditions industrielles dans lesquelles se rencontrent ces types de défauts.

La mise en œuvre d'un essai en cours de solidification nécessite une attention particulière car il est crucial de pouvoir maîtriser au mieux la manière dont se solidifie l'alliage à l'intérieur du moule. Pour cela, nous nous sommes basés sur un montage de type 'Instone' ([Instone, 2000]) mais dans lequel la 'section utile' a été modifiée de manière à favoriser le point chaud dans la zone centrale de l'éprouvette. En effet, diverses études ([Briggs, 1968]) ont montré que, pour que des criques se forment sur des pièces moulées en acier, il faut que les deux conditions suivantes soient réunies :

1– que la contraction thermique de la pièce moulée au cours du refroidissement se trouve entravée par la géométrie du moule ou de la pièce ;

2– que des contraintes se concentrent au(x) point(s) chaud(s) (variations de section, attaques de coulée ou masselottes).

La Figure 30 représente une vue schématique de la géométrie d'éprouvette que nous avons choisie. De par cette géométrie de moule, on espère favoriser la solidification de l'éprouvette à ses extrémités (présence d'ancrages) tout en gardant l'alliage à l'état pâteux le maximum de temps dans la partie centrale du moule (rapport Volume/Surface important). La forme originale de la pièce (forme bi-tronconique) permet d'accentuer de manière importante le point chaud central (effet favorisé par la présence d'une masselotte située en aplomb), de faciliter le démoulage et de ne pas entraver le décollement pièce–moule pour les zones qui ne sont pas en contact avec les deux ancrages situés aux extrémités de l'éprouvette.

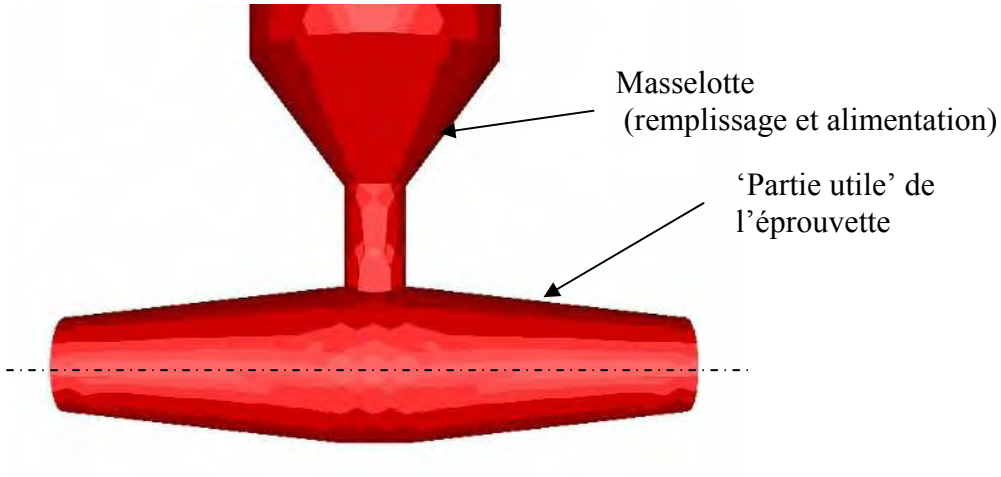


Figure 30 : Schéma de la géométrie retenue pour les éprouvettes de criquabilité *Crickacier*

I.2 Objectifs des essais

A la différence de nombreux travaux de la littérature, qui utilisent les essais en cours de solidification pour dégager simplement de grandes tendances quant à la susceptibilité des alliages à la crique à chaud, l'objectif de ce nouveau dispositif de solidification contrariée développé au Cemef (projet 'Crickacier') consiste à permettre des analyses mécaniques et métallurgiques suffisantes de la formation de criques à chaud dans des conditions identifiables. Par la suite, les prédictions des différents critères retenus pourront donc être validées et un lien pourra être établi entre les phénomènes aux échelles microscopique et macroscopique. Pour cela, le dispositif Crickacier devra permettre différentes configurations de test menant à des résultats discriminants quant à la présence de fissure ainsi qu'à leur localisation.

II. Conception de l'essai

II.1 Contraintes expérimentales

La géométrie générale des éprouvettes de criquabilité ayant été arrêtée, il a ensuite été nécessaire de définir –puis dimensionner– le dispositif expérimental en association avec la station de fusion du CEMEF de capacité 2 litres. L'étude porte sur des nuances d'aciers : cela implique un certain nombre de contraintes sur le choix des solutions technologiques mises en œuvre étant donné les températures en jeu. Ce dispositif doit aussi être dimensionné de manière à pouvoir s'insérer dans une enceinte à atmosphère contrôlée comme celle d'ASCOMETAL (Figure 31(b)) ou celle réalisée au CEMEF au cours de ce projet (Figure 31(a)). Cet impératif est une contrainte forte sur l'encombrement général du dispositif (environ 400*mm* de long sur 200 à 250*mm* de large).

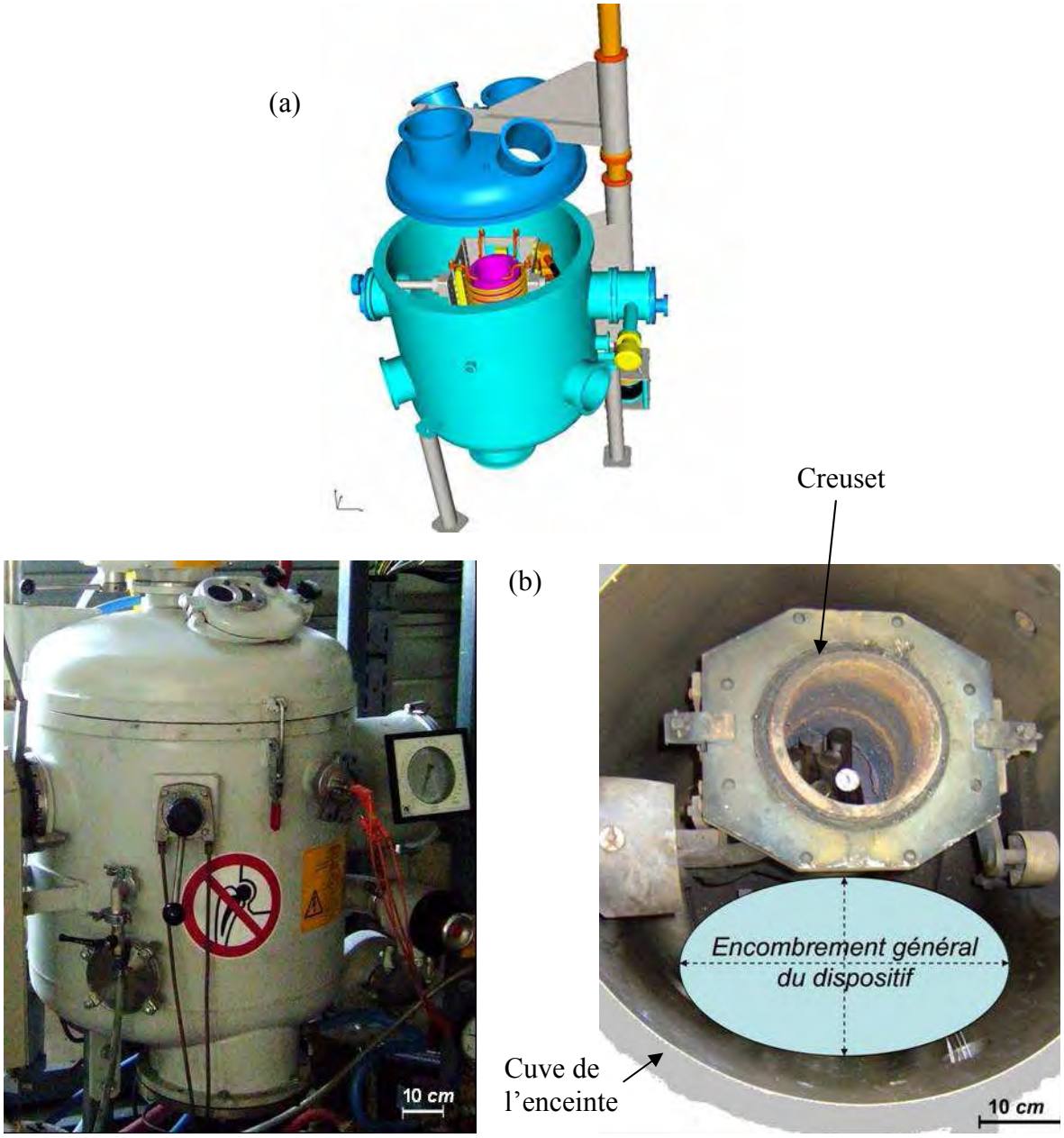


Figure 31 : Enceinte sous vide : du CEMEF (a), d'ASCOMETAL (b)

Ce dispositif permet d'appliquer un chargement mécanique à la zone pâteuse –en condition de solidification– lorsque le matériau est vulnérable à la fissuration à chaud. On souhaite que le moule puisse recevoir une instrumentation thermique (thermocouples présents dans le moule et dans la matière coulée) et mécanique (capteur de force et déplacement). La solution technologique proposée doit tenir compte de l'ensemble de ces contraintes.

Compte tenu des délais de réalisation d'une telle enceinte les essais ont alors été réalisés uniquement hors enceinte, le bain liquide étant simplement protégé d'une trop forte oxydation par un jet d'argon (Figure 32).

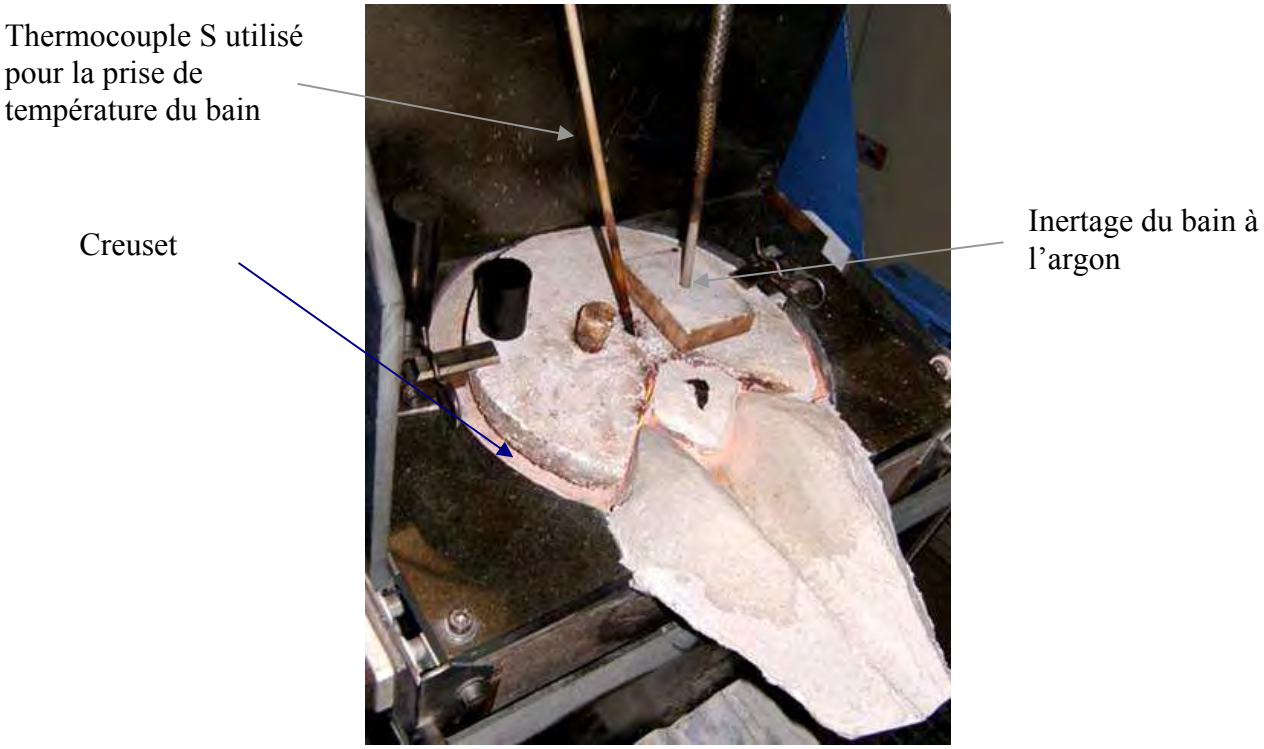


Figure 32 : Station de fusion du CEMEF (à l'air libre)

II.2 Solution envisagée

Une solution tenant compte des aspects énoncés précédemment est présentée schématiquement en Figure 33(a). Ce dispositif est composé de deux demi-moules maintenus en contact au moment du remplissage. Compte tenu de la géométrie du moule, la solidification se produit en premier lieu aux extrémités de la pièce pour ensuite se propager jusqu'au centre de l'éprouvette (point chaud) qui va se trouver sollicité en traction. Cette région critique se situe en aplomb de la masselotte qui est utilisée pour le remplissage du moule. Un déplacement supplémentaire entre les demi-moules permet une mise en tension additionnelle de la zone pâteuse. La Figure 33(b), dans laquelle la phase solide est représentée en bleu et la phase liquide en rouge, illustre ce principe. La présence d'un insert central permet de jouer sur les évolutions thermiques aux environs du point chaud : par exemple un insert en réfractaire permettra de maintenir localement plus longtemps l'alliage à l'état pâteux.

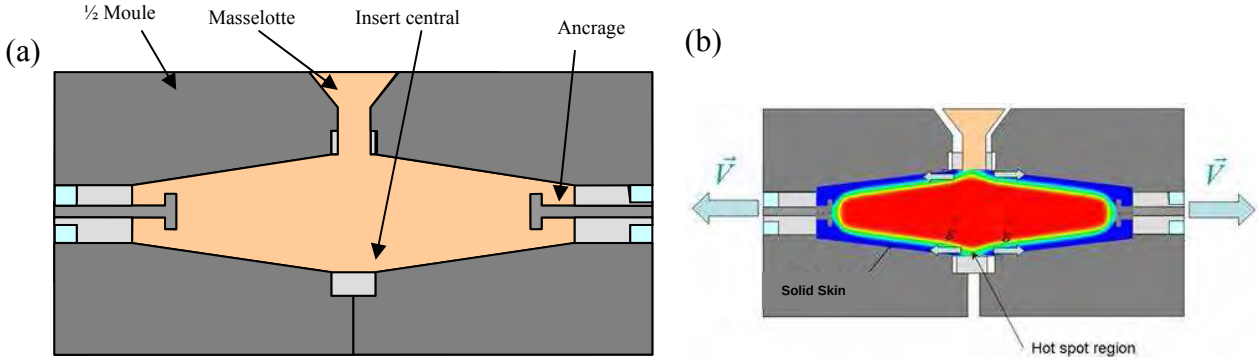


Figure 33 : Schéma du dispositif Crickacier (a), schéma de principe de l'essai de traction (b)

II.2.1 Utilisation d'un tel essai

Afin de caractériser l'apparition de fissures à chaud, il est nécessaire de connaître le chargement thermo-mécanique local ainsi que de pouvoir suivre l'évolution d'un observable au cours du temps. Une possibilité serait de se servir de la force mesurée au niveau d'une tête d'ancrage. En effet, alors que la solidification progresse, on peut s'attendre à ce que l'apparition de fissure(s) se traduise par une rupture de pente observable sur la courbe $F(t)$.

D'autres analyses effectuées à l'issue des essais permettront de comprendre, a posteriori, comment s'est effectuée la solidification (métallographie, M.E.B…) ainsi que la façon dont se sont formés les défauts (fissures à chaud mais aussi macroporosités éventuelles). On cherchera à déduire de l'observation des éprouvettes, des tendances sur les liens entre la microstructure de solidification et les modes de rupture.

II.2.2 Stratégie adoptée

Dans un premier temps, nous nous sommes attachés à développer un essai prototype simplifié hors enceinte. Celui-ci est composé d'une masselotte servant d'entonnoir de coulée (coulée en chute) et reçoit une instrumentation thermique. L'objectif d'un tel prototype a été de valider le principe même de l'essai et de comprendre les améliorations à apporter. Il a permis d'obtenir un premier retour d'expérience avant de mettre le dispositif dans l'enceinte ou de réaliser des essais de traction.

II.3 Dimensionnement thermique

II.3.1 Principe

Lors de la mise en œuvre de l'essai mécanique, une synchronisation avec l'évolution thermique de l'alliage sera nécessaire :

- ✓ il faudra attendre que l'alliage ait déjà formé une croûte solide à sa surface avant d'écarter les deux demi-moules ;
- ✓ on ne pourra continuer à écarter les deux parties du moule que pendant une certaine période de temps étant donné que l'alliage sera en cours de solidification et gagnera donc progressivement en résistance mécanique. On est limité en force à 10kN.

Le fait que la solidification soit un phénomène dynamique, ne permet de disposer que d'une certaine fenêtre de temps pendant laquelle l'essai est réalisable.

II.3.2 Résultat

Lors de la conception du dispositif, une étape importante a donc porté sur le dimensionnement thermique du moule. Ce travail a été réalisé par simulation éléments finis 2D avec le logiciel R2Sol. Pour cela, on n'a pris en compte ni la masselotte ni la phase de remplissage. Donc seul un quart du dispositif a été modélisé (Figure 34). Ceci a donc permis de converger assez rapidement vers une solution optimisant la fenêtre expérimentale pendant laquelle un essai de mise en tension de la zone pâteuse serait réalisable. L'objectif étant de maintenir le point chaud suffisamment longtemps dans un état vulnérable compte tenu de l'ordre de grandeur des vitesses de déformation rencontrées dans les procédés industriels (de l'ordre de 10^{-4} à $10^{-3}\ s^{-1}$).

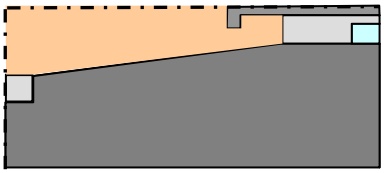


Figure 34 : Dispositif simulé avec le logiciel R2Sol

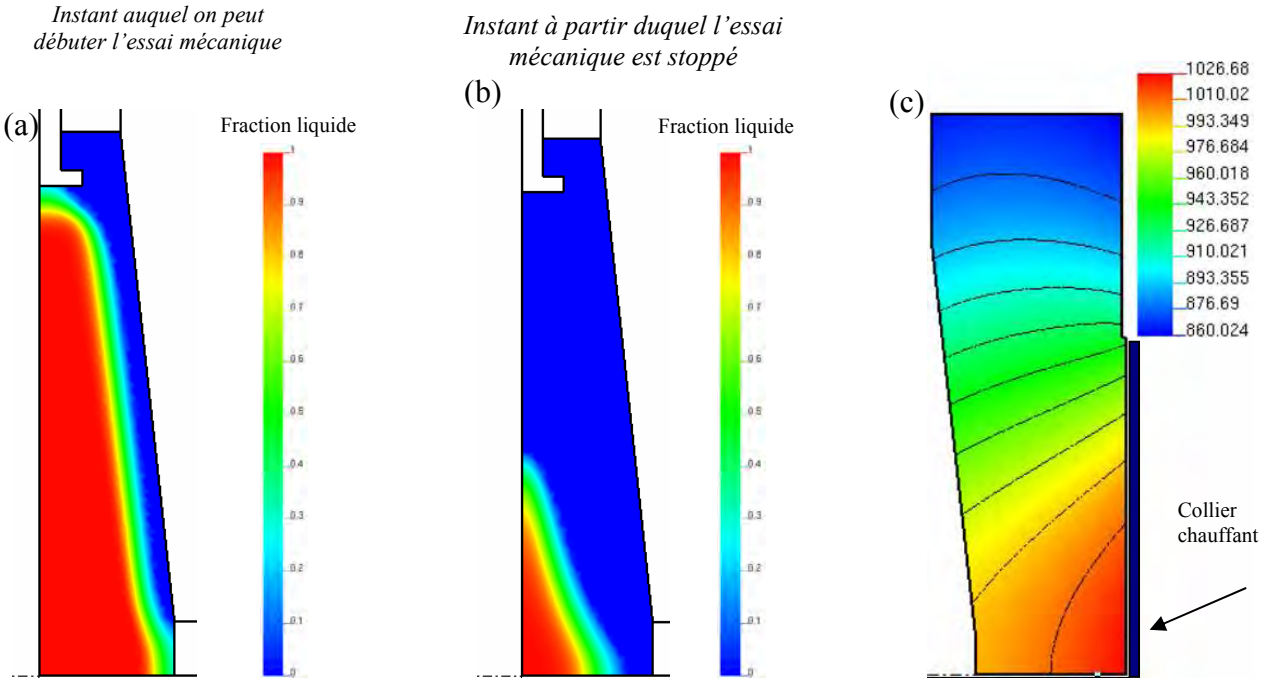
En se référant à des travaux réalisés sur des aciers ([Yamanaka, 1991], [Wintz, 1994], [Hansson, 2001], [Kerrouault, 2001]), on a pu déduire des ordres de grandeur correspondant aux contraintes à rupture de l'alliage à diverses températures par rapport au solidus : de l'ordre du MPa aux environs de T_S, à 25MPa pour T_S -150°C. Il convient de noter qu'il s'agit ici de valeurs approximatives qui dépendent de la nuance de l'alliage, mais qui nous permettent de définir des conditions à satisfaire pour le dimensionnement thermique.

Pour cela, nous avons étudié l'influence, toutes choses égales par ailleurs, de divers paramètres (préchauffage du moule ainsi que son diamètre extérieur, présence d'un insert en alumine, température de coulée, refroidissement des têtes) sur le temps disponible pour amener le semi-solide à la formation de fissures à chaud. Ce temps a été défini par $\Delta t_{fenetre\,\exp.} = t_2 - t_1$ où :

- t_1 est le temps à partir duquel une croûte solidifiée d'épaisseur suffisante s'est formée (cf. Figure 35(a)) ;
- t_2 est le temps à partir duquel l'épaisseur solidifiée est telle que sa résistance mécanique fait que l'on ne dispose plus de suffisamment de force pour amener le matériau à fissuration (cf. Figure 35(b)).

Le diamètre extérieur du moule s'est révélé avoir une influence mineure, pour peu que l'on s'assure de préchauffer suffisamment le moule (au-delà de 500°C). Pour amener la partie

centrale des moules à de telles températures, une solution technologique envisagée consiste en l'utilisation de colliers chauffants voire de crayons thermiques.



Fraction liquide de l'alliage au début (a), et à la fin (b) de l'essai mécanique

Température du moule à l'issue du préchauffage (avant le début d'un essai)

Figure 35 : Simulation thermique de la solidification de la pièce dans le moule avec R2Sol

L'ensemble {moule + tête d'ancrage + refroidisseur} a été simulé à part, afin de déterminer l'influence de colliers chauffants (Figure 35(c)). Pour cela, nous avons adopté comme conditions aux limites :

- un flux constant au niveau du contact collier / moule (fonction de la puissance du collier et de sa surface de contact avec le moule) ;
- une température imposée de 20°C au niveau des refroidisseurs ;
- une condition d'échange de type convecto-radiative partout ailleurs (air calme, température extérieure : 20°C).

Les résultats de ces simulations ont ensuite été utilisés comme conditions initiales en température (pour chaque sous-domaine) lors de la simulation de la solidification de l'alliage à l'intérieur des moules. Au final, pour le collier choisi ($\phi 120mm, L78mm, P = 1120W$), on arrive à une stabilisation de la thermique, au bout de 2h45. Les moules, inserts et ancrages atteignent respectivement des températures de 570, 475 et 160°C.

On note que la présence d'un insert permet d'accentuer le point chaud au centre de l'éprouvette. L'utilisation de refroidisseurs au niveau des têtes a très peu d'influence sur le temps de solidification. Mais elle permet de favoriser la solidification de l'alliage aux environs du point d'ancrage et donc une transmission de l'effort lors de l'essai mécanique.

Dans ces conditions, on trouve $t_1 \approx 25\,s$ et $t_2 \approx 70\,s$ pour avoir une croûte solidifiée de $3mm$. A l'instant t_2, compte tenu de la température de la croûte solide (environ 80°C sous le solidus), on peut estimer grossièrement la résistance mécanique de l'alliage à 25MPa d'après des résultats expérimentaux issus de la littérature ([Kerrouault, 2001], [Hansson, 2001]). A cet instant, la résistance mécanique de la pièce devient telle que l'on ne dispose plus de suffisamment de force pour amener le matériau à rupture. En effet, il faut une force d'environ 11kN ($F = \sigma_c * S$ où

$\sigma_c = 25\text{MPa}$ et $S = \pi \cdot (25^2 - 22^2)$ mm²) ; t_2 correspond donc bien à l'instant où l'on est obligé de stopper l'essai mécanique. Au final, on disposera d'environ 45 secondes pour appliquer l'effort mécanique.

Pour une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$, il faut seulement 20*s* pour amener le matériau à une déformation de 2% ($\varepsilon = \dot{\varepsilon} \cdot \Delta t$). Cette valeur de 2% correspond à la valeur maximale de la déformation à rupture que l'on rencontre parmi les diverses nuances d'aciers ([Kerrouault, 2001], [Yamanaka, 1991] et [Wintz, 1994]). En conclusion, ce nouveau dispositif a été dimensionné afin que l'effort additionnel puisse initier à lui seul des fissures à chaud.

II.3.3 Bilan

Le dimensionnement thermique a permis d'étudier l'influence relative de différents paramètres ainsi que de confirmer la possibilité de réaliser un essai de traction, en cours de solidification. Dans les régions qui nous intéressent (i.e. sous peau), les vitesses de refroidissement seront de l'ordre du degré par seconde.

La dimension retenue pour les lopins est donnée en Figure 36. Le choix d'un faible diamètre de col pour la masselotte avait volontairement été fait pour limiter l'hétérogénéité de température au centre du lopin. Cette attaque a, par la suite, été considérablement augmentée (cf. paragraphe 2.III.3) afin de limiter les retassures internes détectées sur la version prototype du dispositif dans la partie utile de l'éprouvette.



Figure 36 : Géométrie des éprouvettes de criquabilité

II.4 Solution adoptée

II.4.1 Dispositif expérimental

Le travail énoncé précédemment a permis de s'orienter vers la solution représentée en Figure 37. Le remplissage s'effectue en chute au travers de l'entonnoir de coulée (représenté en jaune) qui assure également la fonction de masselotte. On distingue sur la figure, la géométrie de l'empreinte ainsi que le système mécanique permettant d'appliquer le déplacement additionnel entre les deux demi-moules. Chaque demi-moule repose sur son berceau ; des inserts en céramique (représentés en jaune) permettent d'isoler thermiquement les ailettes du moule (en violet) des berceaux (en bleu). L'encombrement du dispositif est d'environ 390mm de long, sur 215mm de large et 320mm de haut.

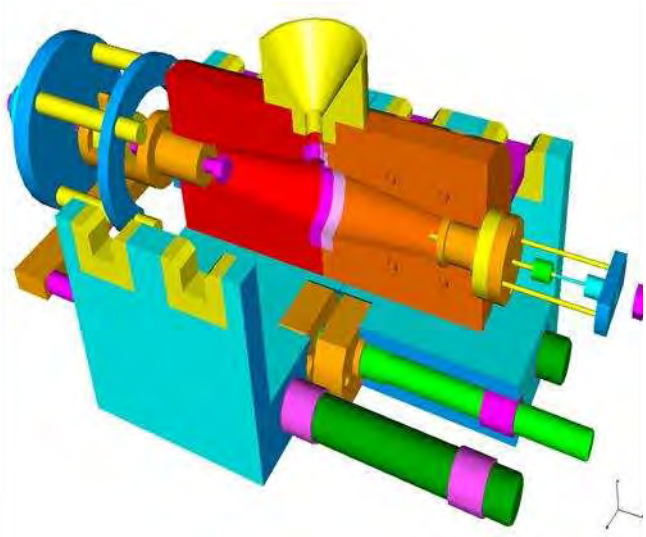


Figure 37 : Dispositif de traction à l'état pâteux

Vue éclatée de l'empreinte du moule

Le dispositif Crickacier, une fois achevé, est représenté en Figure 38. Pour renforcer l'effet du point chaud central, le moule est préchauffé, en son centre, à l'aide de huit cartouches chauffantes d'une puissance de 800 W chacune. Nous nous sommes finalement orientés vers l'utilisation de cartouches chauffantes étant donné qu'elles permettent un chauffage efficace : elles peuvent être positionnées à proximité immédiate de l'empreinte (cf. Figure 38(b)), tout en ne contraignant pas l'accès à la périphérie du moule comme l'auraient fait des colliers chauffants.

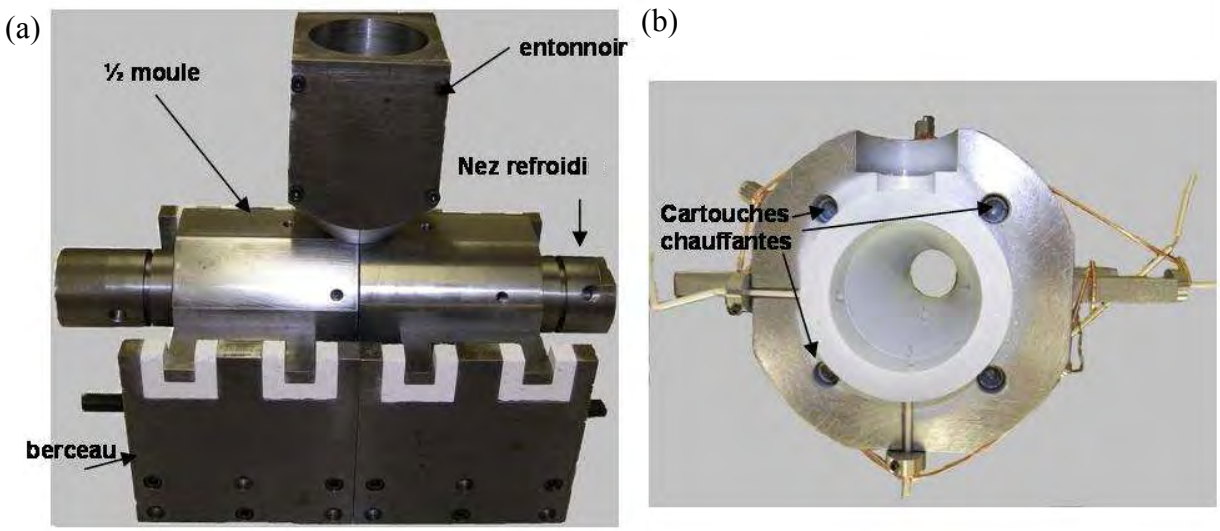


Figure 38 : (a) Le dispositif expérimental *Crickacier*
(le rôle des berceaux est de fournir un chargement additionnel)

(b) Vue d'un demi-moule et des logements des cartouches chauffantes

Les conditions thermiques sont asymétriques étant donnée la présence de la masselotte au milieu du moule. En outre, des nez refroidis par circulation d'eau sont disposés aux extrémités des moules. Ce dispositif permet d'obtenir un chargement mécanique perpendiculaire à la direction de croissance des dendrites puisqu'elle devrait être quasi radiale dans la zone centrale. Étant donnés les ancrages aux extrémités de la pièce, le chargement est transmis par la croûte solide jusqu'au point chaud central. Ce dispositif permet d'accentuer plus ou moins l'effet du point chaud, en fonction notamment du choix du matériau constitutif de l'insert central (acier, réfractaire…). Lors des essais, la phase solide subit un chargement dû au retrait contrarié. Des contraintes de traction sont alors générées au niveau du point chaud central.

II.4.2 Configuration et paramètres du protocole d'essais

Les caractéristiques générales du dispositif sont données dans le tableau ci-dessous :

Volume de la partie utile de l'éprouvette (sans masselotte)	270 cm^3
Masse de la partie utile de l'éprouvette (sans masselotte)	2,1 kg
Masse de l'éprouvette (masselotte comprise)	Environ 4,5 kg
Vitesse de déformation	$\dot{\varepsilon} \in \{10^{-4}, 10^{-3}\} s^{-1}$

L'objectif d'un tel essai est, en faisant varier certains paramètres, d'amener –ou non– l'éprouvette à la formation de fissures afin de pouvoir en déduire l'influence des différents paramètres impliqués dans ce type de défauts. Ce dispositif a donc été conçu de manière à pouvoir tester différentes configurations de solidification. Pour cela, nous disposons d'un certain nombre de paramètres sur lesquels on peut jouer. Citons par exemple :

- ✓ la température de préchauffage du moule (cartouches chauffantes) ;
- ✓ le fait de refroidir ou non les nez (circulation d'eau) ;
- ✓ le matériau constitutif de l'insert (insert acier, réfractaire…) ;
- ✓ les conditions d'interface pièce moule (utilisation de poteyage, de toile réfractaire…).

Une illustration 'schématique' de configurations envisageables est donnée en Figure 39.

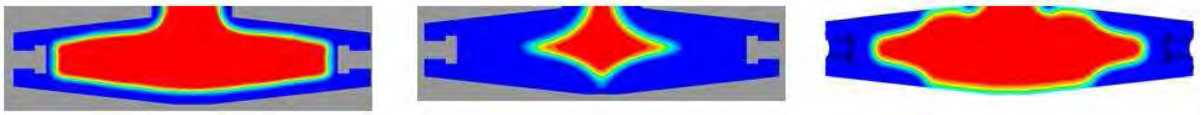
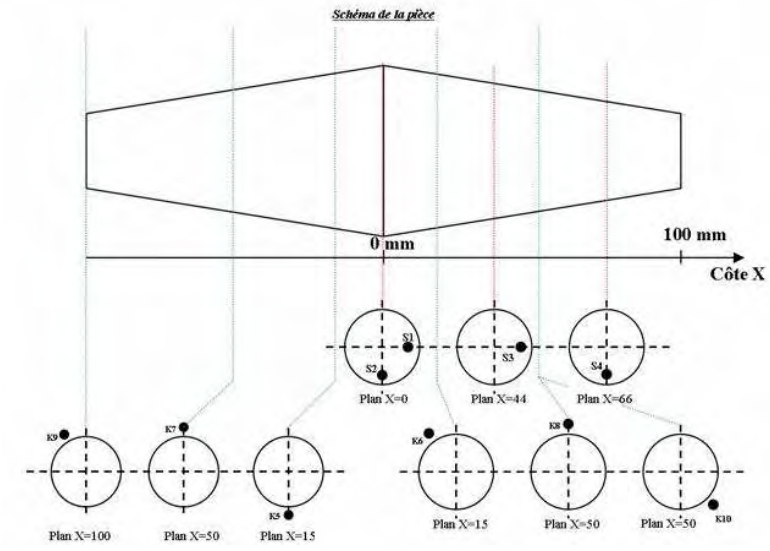


Figure 39 : Différentes configurations de solidification envisageables suivant les paramètres procédé

En jouant sur certains des paramètres de l'essai, on cherchera à modifier et contrôler les conditions et lieux d'apparition des fissures à chaud, pour viser une confrontation directe aux prédictions des critères dans ces différentes configurations de coulées. Cette composante du travail sera abordée en détail dans le troisième chapitre.

II.4.3 Instrumentation

Etant données les conditions de solidification non homogènes, ce type d'essai est complexe à analyser. Par conséquent, il faut connaître la température en différents points de la pièce et du moule. Pour cela, le moule possède différents logements afin de permettre la mise et le maintien en position des thermocouples : des trous débouchants sont prévus pour permettre le passage des thermocouples présents dans la matière. La Figure 40 illustre l'implantation des thermocouples dans la pièce ainsi que dans le moule. Quatre thermocouples de type S sont présents dans la matière au cours de la solidification et six thermocouples de type K relèvent la température du moule en différents points. La position des thermocouples de type K est la même pour chacun des thermocouples pour tous les essais (à 2 mm de l'interface afin de caractériser les échanges pièce-moule) tandis que la distance des thermocouples S à l'interface pièce-moule peut varier. La distribution spatiale de ces thermocouples a été étudiée de manière à accéder aux évolutions thermiques en différents points de la pièce ainsi que du moule. Les mesures au cours de la solidification et du refroidissement de la pièce dans le moule ont pour objectif de s'assurer que la simulation numérique reproduit au plus près ces évolutions. Une attention toute particulière doit être portée sur le réglage de la position des thermocouples S. En effet, ils viennent effectuer la mesure perpendiculairement aux isothermes dans une zone à très forts gradients thermiques. Le moindre écart de position se traduit automatiquement par une erreur importante sur le résultat.



Thermocouple	Distance à l'interface (mm)
S1	Fixée par l'utilisateur
S2	Fixée par l'utilisateur
S3	Fixée par l'utilisateur
S4	Fixée par l'utilisateur
K5	2
K6	2
K7	2
K8	2
K9	2
K10	2

Figure 40 : Schéma de l'implantation des thermocouples dans la pièce et le moule

Il est aussi utile de mesurer le chargement mécanique de l'échantillon au cours de la solidification. Deux configurations peuvent être envisagées : soit une configuration en mesure de **force** (le capteur de force est représenté sur le demi-moule gauche de la Figure 41), soit une configuration en mesure de **déplacement** (le capteur de déplacement est représenté sur le demi-moule droit) ; le second ancrage devant dans tous les cas rester encastré sur le demi-moule en vis-à-vis du système de mesure. Seule la configuration en mesure d'effort a été mise en œuvre dans un premier temps : c'est celle qui nous a semblé la plus pertinente dans la mesure où

l'évolution de l'effort peut être directement influencée par l'ouverture et la propagation des fissures dans la pièce.

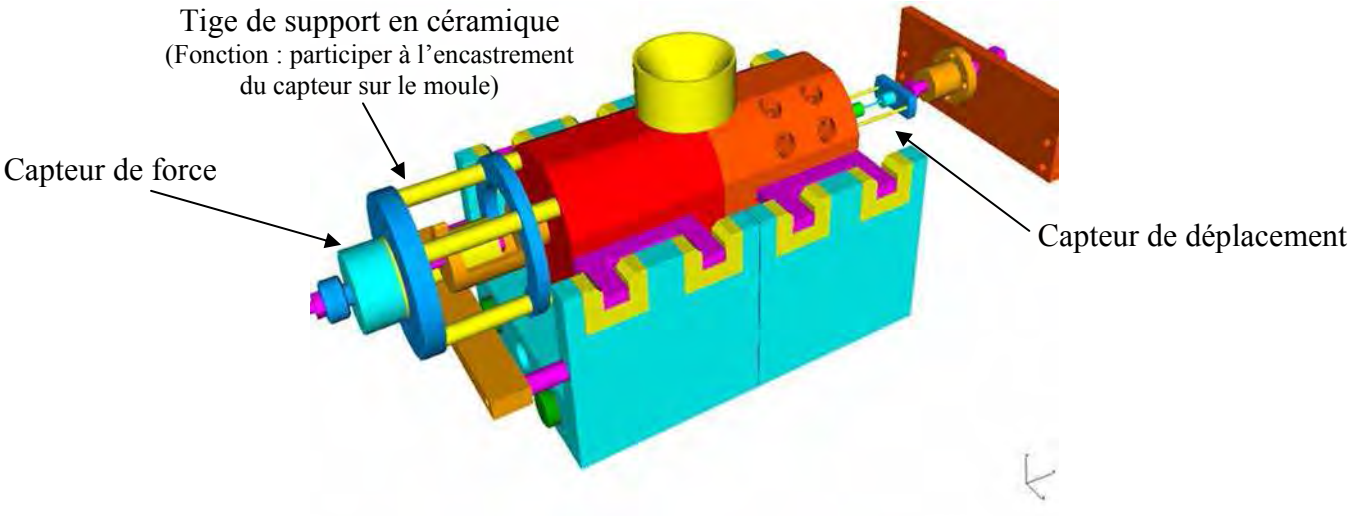


Figure 41: Sont représentés sur la même figure le capteur de déplacement (à droite) et le capteur de force (à gauche). Dans la pratique, on utilise soit l'un soit l'autre.

Ces mesures en continu sont nécessaires d'une part pour espérer comprendre comment les fissures s'initient et se propagent, et d'autre part pour avoir une comparaison directe entre simulations numériques et résultats expérimentaux. Ce second point est de premier ordre étant donné l'importance qu'ont les conditions aux limites dans une simulation d'un essai de solidification. Ce dispositif peut donc être utilisé afin de tester l'influence de différents paramètres sur la sensibilité à la fissuration à chaud.

Une centrale d'acquisition (de marque AOIP, type SA32) est utilisée pour collecter les mesures de température et d'effort, ainsi qu'une voie tout ou rien (TOR) permettant de marquer un 'événement' particulier se déroulant lors de l'essai, comme par exemple la durée exacte du remplissage du moule.

III. Discussion

III.1 Contraintes techniques

III.1.1 Choix des matériaux et composants

Etant donné que l'on manipule de l'acier liquide, on se doit de prendre le maximum de précautions dans un tel environnement de travail. De plus, on va se heurter à un certain nombre de barrières technologiques. Tout d'abord, le moule devra résister aux usures répétées dues aux coulées successives. Pour cela, le moule a été réalisé en acier spécial MOC2 fourni par Aubert et Duval, dont la composition chimique est donnée dans le Tableau 3.

C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe
0.395	0.32	0.64	<0.003	<0.009	0.19	0.98	0.24	<0.20	Reste

Tableau 3 : Composition chimique du MOC2 (% en masse)

Ensuite, des tiges en céramique ont été mises en œuvre afin d'isoler le capteur de force du reste du moule (Figure 41). Les cartouches chauffantes utilisées pour préchauffer le moule peuvent résister jusqu'à une température de 750°C. On sera donc limité pour la température de préchauffage du moule (cf. 2.III.3). Enfin, un autre point important concerne le démoulage : outre l'utilisation de graisse résistant aux hautes températures, il a fallu s'assurer que le contact entre l'acier liquide et l'entrefer existant entre le nez et le moule (Figure 42) n'allait pas poser de problème. Certaines coulées ont abouti au grippage des nez mais cela n'a posé aucun problème dans la majorité des cas.

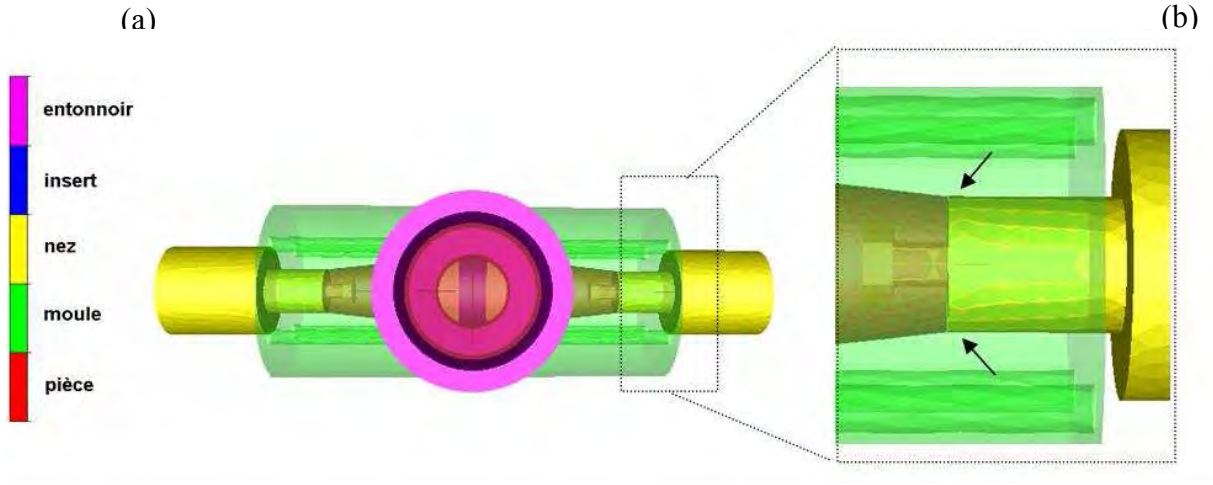


Figure 42 : (a) Schéma représentant la vue de dessus du dispositif *Crickacier*.

(b) Détail du contact entre le nez et l'alésage du moule; l'acier liquide (en rouge) peut dans certains cas, s'immiscer dans cet entrefer et gêner le démoulage (cf. flèches noires).

Pour un remplissage du moule correct, il aurait été préférable de procéder à un remplissage en source plutôt qu'en chute (comme c'est le cas ici). Cependant, les contraintes évoquées précédemment ont fait que cela a malheureusement été impossible à réaliser.

III.1.2 Géométrie des éprouvettes

Le dispositif Crickacier a été dimensionné en tenant compte des nombreuses contraintes expérimentales que l'on s'était fixé : pouvoir s'insérer dans l'enceinte à atmosphère contrôlée, possibilité d'appliquer un effort en cours de solidification, nez pouvant être refroidis ou non par circulation d'eau, instrumentation en thermique et mécanique, préchauffage du moule par l'intermédiaire de cartouches chauffantes… Ceci s'est donc obligatoirement traduit par un volume réduit pour la partie utile de l'éprouvette (250cm^3). Etant donnée la faible inertie

thermique que cette charge représente, les essais seront alors sujets à une variabilité importante ; ce point sera abordé en détail dans le chapitre 3.

III.1.3 Mesure

Ce type d'essai est extrêmement délicat à mettre en œuvre : même si nous utilisons des thermocouples adaptés (thermocouples de type S), la mesure à ces températures (1500°C et plus) reste délicate. Pour des raisons évidentes de coût, nous avons réalisé en interne ce type de thermocouples en passant les fils de platine et platine-rhodium au travers de gaines en alumine (cf. Figure 43). Une fois réalisés, ces thermocouples sont mis et maintenus en position sur le moule par l'intermédiaire des systèmes représentés sur la Figure 44 (figure de gauche pour les thermocouples S, de droite pour les K). Le réglage de la position des thermocouples S est délicat. Des contraintes de montage et d'accessibilité font qu'il est difficile de garantir la position exacte des thermocouples ainsi que leur intégrité, ce type de thermocouples étant extrêmement fragile.



Figure 43 : Thermocouple S utilisé pour la mesure de température au sein des éprouvettes

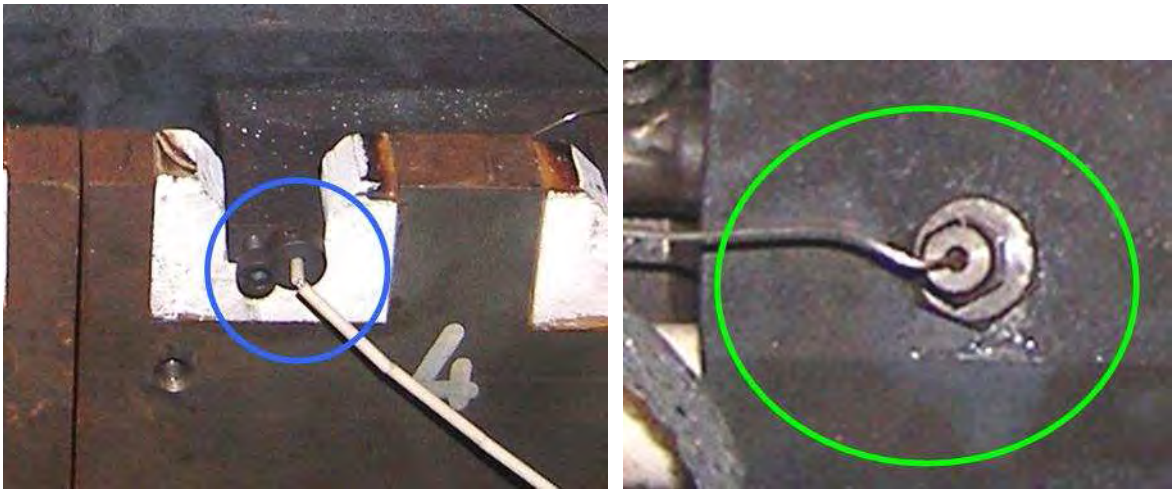


Figure 44 : Détails du moule : système de fixation des thermocouples S (cercle bleu) et K (ellipse verte)

III.1.4 Configuration de coulées en enceinte à atmosphère contrôlée

Afin de réaliser des coulées dans l'enceinte à atmosphère contrôlée du CREAS (ASCOMETAL), il a fallu procéder à certains compromis. Un support a spécialement été réalisé afin de s'adapter au système de centrage de l'enceinte (Figure 45(a)). Pour des considérations de sécurité, ces coulées sont réalisées sans circulation d'eau dans les nez. Des thermocouples S avec gaine en inconel ont été utilisés pour rendre possible le passage et l'étanchéité des thermocouples à travers le passe-fil de l'enceinte (Figure 45(b)). Dans cette configuration d'essai, le moule se trouve directement en aplomb à la verticale du creuset (Figure 45(c)).

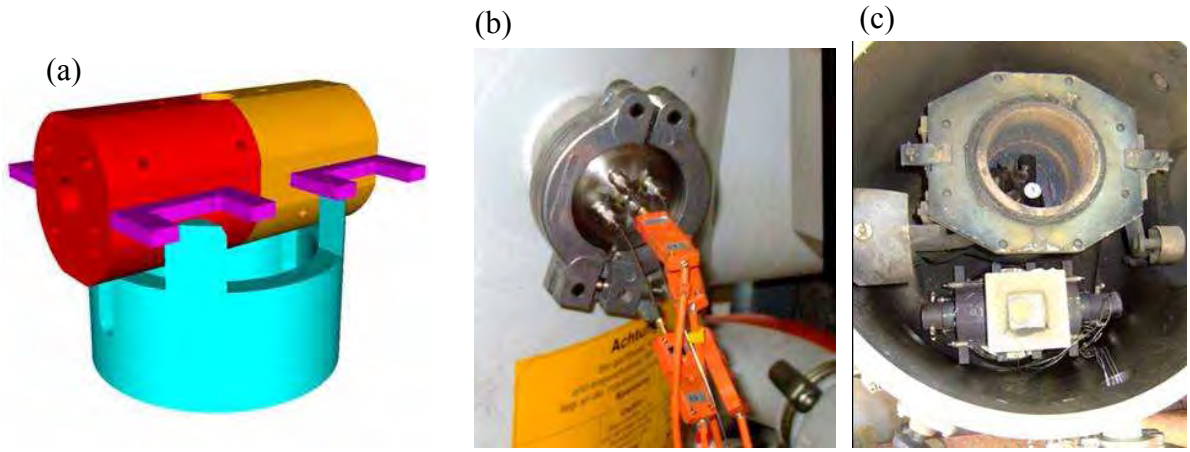


Figure 45 : (a) Support de moule utilisé pour centrer le moule par rapport au jet de coulée.

(b) Passe-fil utilisé sur l'enceinte du CREAS.

(c) Configuration d'une coulée effectuée dans l'enceinte à atmosphère contrôlée du CREAS.

III.2 Contrôle du bain liquide

La station de fusion CELES utilisée au CEMEF pour la coulée à l'air libre a une puissance de 25kW. Compte tenu de la puissance disponible et du fait que le creuset reste éloigné de l'inducteur[4], nous avons eu des difficultés à obtenir une température de coulée correcte et surtout reproductible. La prise de température du bain liquide est assurée par un thermocouple de type S protégé par une gaine en alumine (cf. Figure 32). Ce type de thermocouple reste fragile : il ne peut pas être maintenu plongé, de manière prolongée, dans le bain liquide. Ces raisons, ajoutées au fait que la charge fondue dans le creuset est faible, font que la maîtrise de la température du bain liquide reste délicate : avec un tel dispositif, on ne peut garantir la surchauffe exacte à laquelle on coule. Avant de couler, on incline le creuset le plus possible jusqu'au contact avec la goulotte afin de limiter les pertes entre les bords de ce dernier et le moule (cf. Figure 46) ; on ne peut cependant empêcher celles qui ont lieu le long de la goulotte.



Figure 46 : Configuration du dispositif avant de couler

Le simple fait de chauffer la charge sous une simple protection d'argon ne permet pas de maîtriser le rendement des différents éléments (cf. chapitre 3). On est en effet soumis à un problème de pollution ou de perte d'éléments du bain liquide dans le creuset et pendant la phase de remplissage du moule.

[4] L'inducteur et le creuset ont respectivement des diamètres de 26.5 et 16 mm

III.3 Améliorations du dispositif

De nombreuses améliorations ont été apportées successivement, au fur et à mesure des coulées. En effet, les premières coulées ont révélé la présence d'une importante macroporosité en partie centrale de la pièce. Lors de la coulée en chute, le canal d'alimentation de la masselotte s'est vraisemblablement solidifié trop tôt, ce qui a eu pour conséquence de boucher l'alimentation en métal liquide lors de la solidification. Ceci a mis en évidence l'étroitesse excessive du col de la masselotte. La géométrie de la masselotte a donc été modifiée (Figure 47(a)).

Par ailleurs, la cinématique du four imposait de bouger le moule par rapport au four, de manière à suivre le jet de métal liquide tout au long de la coulée (Figure 47(b)). Ce dispositif a donc été modifié pour des raisons de sécurité d'une part, et pour éviter les perturbations lors du remplissage du moule d'autre part. Pour cela, une goulotte de coulée a été ajoutée entre le bec de coulée et l'entonnoir du moule (Figure 47(c)).

(a) (b) (c)

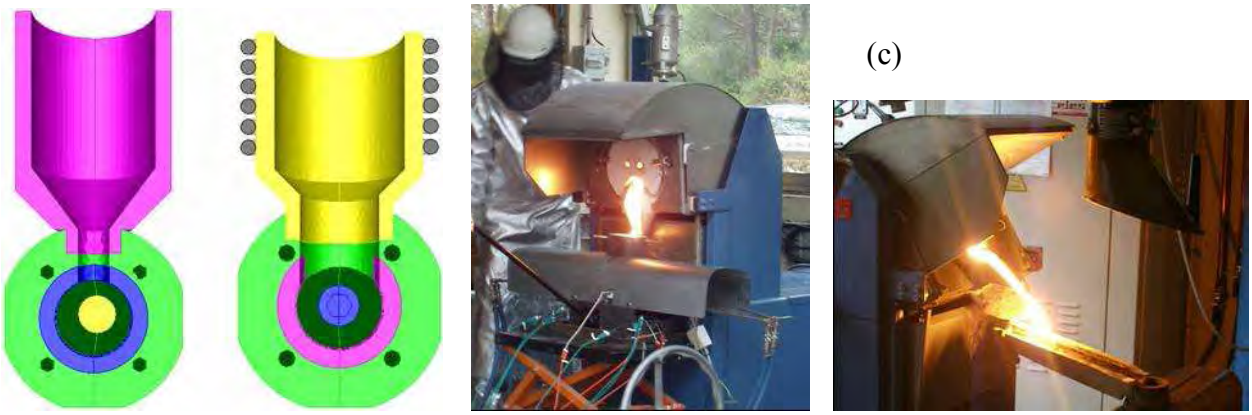


Figure 47 : (a) Modification de la géométrie du col de la masselotte afin de diminuer le risque de formation de macroporosités dues à un manque de matière.

(b) Configuration de coulée initiale.

(c) Nouvelle configuration de coulée.

On s'est aperçu qu'il était préférable de procéder au démoulage de la pièce à chaud car cela réduisait fortement le risque de grippage des nez. Ce problème de grippage des nez, observé sur les premières coulées, nous avait obligés à ré-usiner les nez, de manière à recréer une portée satisfaisante.

L'asservissement en température lors du préchauffage du moule a d'abord été réalisé par un régulateur PID à partir de la prise de température (thermocouple K) au niveau du cœur d'une des 8 cartouches chauffantes. Il est alors apparu que le maintien en température ne permettait au moule de ne monter qu'à 425°C de préchauffage effectif. Les cartouches qui ne distribuaient pas assez de chaleur au moule montaient alors trop haut en température probablement du fait d'un mauvais contact thermique entre la cartouche et son logement. L'utilisation de graisse conductrice et résistante aux hautes températures n'a pas permis de résoudre ce problème. Afin de préchauffer le moule à des températures plus élevées, nous n'avons appliqué la puissance maximum que quelques minutes avant la coulée. Nous avons été contraints d'agir de la sorte de manière à ne pas endommager les cartouches chauffantes car, lors de cette phase de chauffage, leur température pouvait atteindre bien plus de 1000°C alors qu'elles ont une température limite d'utilisation de 750°C. Cependant, en procédant de la sorte, on ne pouvait pas garantir la même température de moule d'une coulée à l'autre. Il a donc fallu se résoudre à couler en maintenant le moule à une température constante plus faible (425°C). Le thermocouple sur lequel on se base dorénavant pour réguler la température est K_7 (cf. Figure 40). Cela permet de mieux maîtriser la température de préchauffage de la partie centrale du moule.

Les premières coulées ont été effectuées en utilisant un entonnoir en acier (cf. Figure 38(a)). Une fois la géométrie du col de la masselotte modifiée (cf. Figure 47(a)), nous avons pu utiliser un entonnoir en réfractaire du commerce (entonnoir Kalpur ST fabriqué par FOSECO). Ce type d'entonnoir a permis de refroidir moins vite le métal liquide. L'entonnoir Kalpur s'est fissuré lors de la première coulée compte tenu des faibles épaisseurs de matière (impact du jet liquide). Nous avons donc, par la suite, renforcé ces entonnoirs avec une couche de béton réfractaire. D'autre part, un filtre a été ajouté à la base de chaque entonnoir dans le but de briser le jet de métal liquide et donc diminuer le risque de casse des thermocouples S lors du remplissage de l'empreinte. Ces modifications se sont montrées très efficaces.

III.4 Vers un second type d'essai de fissuration à chaud ?

En parallèle de ces essais *Crickacier*, il a été envisagé la réalisation d'essais, plus simples, de solidification contrariée. Pour cela, nous avons décidé d'effectuer des essais plus classiques de refroidissement purement contrarié (sans traction extérieure), avec une géométrie plus simple et surtout dans un moule entièrement en réfractaire. Cela aurait permis de donner beaucoup moins d'importance à la phase de remplissage en terme d'évolution thermique. En effet, les essais *Crickacier* ont démontré que l'on souffrait d'une solidification rapide due au moule métallique, provoquant donc un 'héritage' important de la phase de remplissage. L'objectif de ces essais 'simplifiés' consistait donc à fournir des éléments de réponse supplémentaires sur les conditions d'apparition des fissures à chaud.

On s'est tout d'abord orienté vers une géométrie de pièce similaire à celle mise en œuvre par [Briggs, 1957] (cf. Figure 48(a)). La contrainte que l'on s'est fixé est de pouvoir construire les moules, et de réaliser les essais directement au CEMEF. Pour cela, les moules ont été fabriqués en céramique réfractaire. Cependant, les coulées préliminaires effectuées par Aubert et Duval n'ont pas donné lieu à des criques à chaud. En l'état des choses, cet essai ne s'est donc pas révélé concluant. Il aurait nécessité des modifications du modèle afin d'augmenter le volume de l'attaque dans le but d'accroître la contrainte liée au retrait.

(a)   (b)

Figure 48 : Géométries envisagées pour un second type d'essai de criquabilité

(a) Première géométrie testée (moule).

(b) Seconde géométrie de pièce testée.

On s'est ensuite orienté vers un autre type d'essai de criquabilité avec une géométrie étudiée par le passé chez Aubert et Duval (Figure 48(b)). Des essais avaient en effet été réalisés à l'époque avec un moule en sable afin de tester la 'criquabilité' de nuances données. De nouvelles coulées ont alors été effectuées afin de comparer les résultats obtenus sur des coulées 'moule en sable' et des résultats obtenus sur des coulées en 'moule réfractaire'. Hélas, une fois de plus, les résultats obtenus n'ont pas permis de valider cet essai. Nous n'avons donc pas continué dans cette voie.

IV. Bilan de la conception

Un dispositif d'essai a été développé et mis en œuvre pour comprendre comment les fissures apparaissent et se propagent au cours de la solidification de l'acier. Ce nouveau dispositif d'essai, défini dans ce chapitre, a été conçu suivant une procédure de type 'design of experiment' de manière à pouvoir réaliser des essais mécaniques alors que l'alliage est en cours de solidification. On s'est donc fixé un certain nombre de contraintes à respecter telles que la possibilité d'exercer un effort en cours de solidification, la possibilité de réaliser l'essai dans l'enceinte sous vide du CREAS et du CEMEF, une instrumentation de l'essai en thermique et mécanique, chauffage du moule, un refroidissement par circulation d'eau… Stratégiquement, on a décidé de réaliser dans un premier temps des essais 'purement thermiques' –c'est-à-dire sans chargement additionnel– afin de valider le principe même de l'essai. Pour cela, il a fallu, au fur et à mesure des coulées, apporter un certain nombre d'améliorations nécessaires à l'amélioration du protocole et de l'équipement. Le chapitre suivant décrit les principaux résultats obtenus sur le dispositif *Crickacier*.

Références bibliographiques

[Briggs, 1968] C.W. Briggs, *Hot tearing in steel castings,* Steel Founders' Society of America, Rocky River, 1968.

[Hansson, 2001] K. Hansson, *On the hot crack formation during solidification of iron-base alloys*, Thèse de l'Institut Royal de Technologie, Stockholm, Suède, 2001.

[Instone, 2000] S. Instone, D. St John, J. Grandfield, *New Apparatus for characterising the tensile strength development and hot cracking in the mushy zone*, Int J Cast Metals Res, 2000; vol.12, pp.441-456

[Kerrouault, 2001] N. Kerrouault, *Fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique,* Thèse du CEA Saclay, 2001.

[Wintz, 1994] M. Wintz, M. Bobadilla, J.M. Jolivet, *Fragilité à la solidification des acier : influence du carbone, du soufre et du phosphore*, La revue de Métallurgie-CIT, 1994.

[Yamanaka, 1991] A. Yamanaka, K. Nakajima, K. Yasumoto, H. Kawashima, K. Nakai, *Mesurement of critical strain for solidification cracking,* Model. Cast. Weld. Adv. Solidification processes V, ed. M. Rappaz, Min. Met. Mat. Society, 1991, pp.279

Chapitre 3 : Campagne expérimentale et analyse des résultats expérimentaux

I. Introduction 70
I.1 Stratégie adoptée 70
I.2 Nuances sélectionnées 70
I.2.1 Choix des nuances 70
I.2.2 Susceptibilité des nuances à la crique à chaud 70

II. Campagne expérimentale 74
II.1 Paramètres expérimentaux 74
II.1.1 Description des divers paramètres expérimentaux 74
II.1.2 Historique des coulées 75
II.2 Configurations envisagées 77
II.2.1 Configuration 'solidification homogène' 77
II.2.2 Configuration 'insert réfractaire' 77
II.2.3 Configuration 'toile réfractaire' 77

III. Analyse de l'influence qualitative des paramètres procédé 79
III.1 Mesure de la température 79
III.2 Etude de l'influence des différents paramètres process 81
III.2.1 Influence du matériau de l'insert 81
III.2.2 Confirmation de l'influence de la toile réfractaire 82
III.2.3 Influence du refroidissement des nez 83
III.2.4 Bilan sur l'influence des paramètres process 83
III.3 Influence de la nuance coulée 83
III.4 Bilan 85

IV. Observations expérimentales de la 'criquabilité' 86
IV.1 'Stratégie' de détection des fissures à chaud 86
IV.1.1 Moyens expérimentaux 86
IV.1.2 Confirmation du phénomène 'fissuration à chaud' 87
IV.1.3 Exploitation des résultats 88
IV.2 Analyse de la 'Criquabilité' des différentes coulées 90
IV.2.1 Configuration 'solidification homogène' 90
IV.2.2 Configuration 'Insert réfractaire' 90
IV.2.3 Configuration 'insert réfractaire + toile réfractaire' 96
IV.2.4 Configuration 'Insert acier + toile réfractaire' 99
IV.3 Bilan 101

V. Discussion 103
V.1 Reproductibilité 103
V.1.1 Reproductibilité chimique 103
V.1.2 Reproductibilité thermique 105
V.1.3 Reproductibilité mécanique 108
V.1.4 Reproductibilité des défauts 109
V.2 Influence de la nuance 110

VI. Conclusion 112

Références bibliographiques 113

I. Introduction

I.1 Stratégie adoptée

Le nouveau dispositif expérimental *Crickacier* a été conçu de manière à pouvoir appliquer un effort lors de la solidification de l'éprouvette. Compte tenu de la complexité de la mise en œuvre, pour effectuer ces tout premiers essais sur aciers au laboratoire, nous nous sommes principalement attaché, dans cette thèse, à fiabiliser la procédure expérimentale. Il s'est avéré que l'on a dû passer par des phases nécessaires et laborieuses de prise en main et d'améliorations successives du dispositif. Forts de cette expérience, nous avons pu démontrer la faisabilité de l'essai pour tester, au final, différentes conditions de coulée.

I.2 Nuances sélectionnées

I.2.1 Choix des nuances

Pour nos campagnes expérimentales, nous avons sélectionné deux nuances d'acier. Dans un premier temps, notre choix s'est porté sur le 40CMD8 afin de valider le principe même de l'essai. Cette nuance est discriminante : elle est connue pour criquer –ou non– suivant les conditions de coulée. Ceci représente donc un matériau d'étude intéressant pour la mise en œuvre des essais. La seconde nuance choisie est le 100C6, qui a une aptitude à la crique difficile à estimer étant donné qu'industriellement cette nuance est coulée –comparativement à d'autre nuances– à faible vitesse afin de limiter les problèmes de ségrégation du produit (cf. 3.I.2.2.1). Ces deux nuances sélectionnées présentent l'avantage d'avoir été caractérisées en détail (rhéologie, paramètres thermophysiques) pour des calculs Thercast. Leur composition chimique est donnée dans le Tableau 4.

	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	S	P	Co	Al	Sn	As	N	Fe
40CMD8	0,381	1,458	0,301	0,283	1,88	0,183	0,017	0,006	0,014	0,013	0,01	0,014	0,011	Reste
100C6	1,016	0,305	0,231	0,0840	1,378	0,026	0,006	0,008		0,029	0,009		0,006	Reste

Tableau 4 : Composition chimique du 40CMD8 et du 100C6 (% en masse)

I.2.2 Susceptibilité des nuances à la crique à chaud

I.2.2.1 Chemin de solidification

Comme on l'a vu auparavant, la fragilité d'une nuance donnée dépend en grande partie du chemin de solidification et plus particulièrement de la cinétique de disparition du liquide vers la fin de la solidification ([Clyne, 1979]).

Les chemins de solidification ont été déterminés à partir du logiciel CEQCSI –développé à l'IRSID– en fixant un temps de solidification du même ordre de grandeur que celui que l'on observe sur le dispositif *Crickacier* (de l'ordre de la minute). La valeur du liquidus (T_L), de la température de fin de solidification (T_{fs}) et des bornes en température de l'intervalle de fragilité est donnée dans le Tableau 5 pour chacune des nuances. Il apparaît que ces deux nuances ont des intervalles de solidification et surtout des intervalles de fragilité[5] sensiblement différents (BTR=20°C pour le 40CMD8 et 58°C pour le 100C6). Cette différence significative entre les deux nuances permettra de vérifier si effectivement on observe –ou non– une telle influence sur la sensibilité à la crique au travers des essais.

[5] Ou Brittle Temperature Range (BTR) : $BTR = T_{0.9} - T_{0.99}$ où $T_{0.9}$ et $T_{0.99}$ sont respectivement les températures à 90% et 99% de fraction solide.

	T_L	$T_{0.9}$	$T_{0.99}$	T_{fs}
40CMD8	1490 °C	1432 °C	1412 °C	1405 °C
100C6	1458 °C	1361 °C	1303 °C	1259 °C

Tableau 5 : Températures caractéristiques du 40CMD8 et du 100C6 déterminées par CEQCSI pour un temps de solidification d'une minute

Il convient de noter que ces chemins de solidification considérés ne prennent pas en compte tous les phénomènes hors équilibre. Or dans le cas d'une nuance très proche du 40CMD8 –en pourcentages de carbone, soufre et phosphore–, [Bobadilla, 1988] observe expérimentalement sur un dispositif de solidification dirigée une température de fin de solidification d'environ 1382°C (cf. Tableau 6). Cette valeur est très éloignée de la valeur fournie par CEQCSI (cf. Tableau 5). Cela signifie alors qu'il existe une incertitude relativement conséquente sur le calcul de la valeur de l'intervalle de fragilité.

	%C	%S	%P
40CMD8	0,381	0,017	0,006
Nuance C	0,394	0,013	0,013

Tableau 6 : Comparaison de la composition du 40CMD8 et de la nuance référencée 'C' dans [Bobadilla, 1988] (%massique)

I.2.2.2 Influence de la composition

Le Tableau 7 présente la composition en éléments connus pour jouer un rôle important sur la susceptibilité à la fissuration à chaud des aciers. On s'aperçoit que le pourcentage cumulé de soufre et de phosphore reste, pour ces deux nuances, dans des valeurs assez faibles. Rappelons que la cinétique de disparition du liquide vers la fin de la solidification est d'autant plus lente que les teneurs en soufre et en phosphore sont élevées. Ces deux éléments ont donc une influence néfaste sur la résistance à la crique ([Wintz, 1994]). On admet que le total de S + P doit être inférieur à 0,025%, pour réduire fortement la tendance à la crique ([Place, 1995]).

	S+P (%)	Mn/S	$Mn^{Optimale}$ (%)
40CMD8	0,023	85	0,73
100C6	0,014	50	0,58

Tableau 7 : Comparaison de la proportion en éléments d'alliage influençant la fissuration à chaud

L'effet du soufre peut être cependant contrecarré par la présence de manganèse étant donné que ce dernier favorise la précipitation d'une solution (Fe,Mn)S dont la température de fin de solidification est plus élevée que celle du sulfure de fer. On admet que pour avoir un effet significatif, le rapport Mn/S doit être supérieur à 28 ([Place, 1995]). En outre, une formule empirique permet de calculer la teneur optimale en manganèse du point de vue de la résistance à la crique ([Trubitsyn, 1958]), en tenant compte des pourcentages de soufre et de carbone :

$$Mn^{optimale}\ (\%) = 0.5 + 12(S) + 0.0086/(C)$$

On constate, pour le 40CMD8, que l'effet du manganèse semble suffisant pour limiter l'effet néfaste du soufre ; pour le 100C6, le pourcentage de manganèse est insuffisant selon ce critère.

I.2.2.3 Déformation critique

Des essais de cintrage de lingots effectués à l'IRSID[6] ([Bobadilla, 1988]) ont permis de mettre en évidence le domaine de sollicitations à partir duquel on détectait l'apparition de fissures ; ce domaine est représenté à la Figure 49 dans le plan $(\dot{\varepsilon}, \varepsilon)$ dans le cas d'une nuance (Acier noté n°6) relativement similaire au 40CMD8. Ceci fait donc apparaître la notion de déformation critique pour une vitesse de déformation donnée.

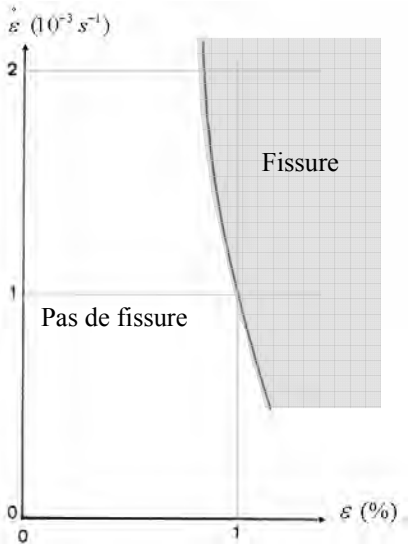


Figure 49 : Déformation critique en fonction de la vitesse de déformation (cas de la nuance n°6) ([Bobadilla, 1988])

Au vu des résultats expérimentaux, il apparaît que la nuance 6 est une nuance moyennement sensible –comparativement aux autres nuances testées– à la fissuration à chaud (cf. chapitre 5). Le 40CMD8 doit avoir une courbe de ductilité très proche de celle de la Figure 49 même si la présence d'autres éléments d'alliage peut influencer légèrement la susceptibilité à la fissuration à chaud.

Ces essais de cintrage ont montré clairement que la déformation critique diminue lorsque les teneurs nominales en soufre et phosphore augmentent. L'effet de ces deux éléments est d'autant plus significatif que la teneur en carbone de l'acier est élevée.

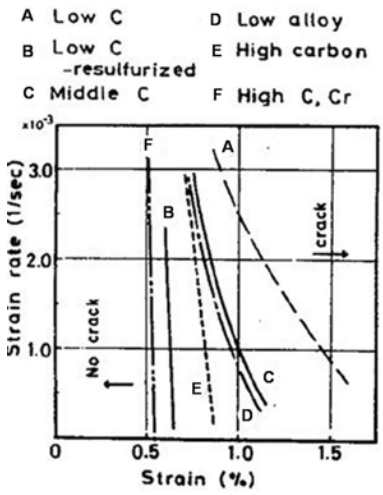


Figure 50 : Influence des éléments d'alliage sur le seuil de fissuration à chaud ([Miyazaki, 1981])

[6] Cet essai sera étudié en détail dans le Chapitre 5. Pour de plus amples informations le lecteur est invité à s'y reporter.

Des travaux antérieurs ([Miyazaki, 1981]) ont montré la même tendance quant à l'influence du carbone (Figure 50). Le 100C6 aurait donc, d'après ces résultats, un seuil de fissuration plus faible que le 40CMD8, puisque ces deux nuances ont des pourcentages respectifs de carbone de 1,016 et 0,381 %.

Au final, il apparaît difficile de conclure de manière tranchée quant aux sensibilités respectives de ces deux nuances. Compte tenu de ce qui vient d'être vu, il semblerait toutefois que le risque de fissuration à chaud soit plus important –toutes choses égales par ailleurs–, dans le cas du 100C6.

II. Campagne expérimentale

Cette section se propose de retracer l'ensemble des essais qui ont été effectués sur le dispositif *Crickacier*.

II.1 Paramètres expérimentaux

Compte tenu de la stratégie qui a été adoptée au cours de cette thèse, nous avons décidé d'effectuer uniquement des essais sans chargement mécanique additionnel : le seul chargement sera le chargement thermomécanique résultant de la solidification contrariée.

II.1.1 Description des divers paramètres expérimentaux

Dans le chapitre 2 (paragraphe 2.II.4.2), nous avons vu l'ensemble des paramètres expérimentaux sur lesquels on pouvait agir afin de modifier le chargement thermomécanique de l'essai. Les conditions dans lesquelles ont été effectués les essais sont synthétisées dans le Tableau 8. On y trouve des coulées avec différentes températures de moule (colonne 'T_{moule}'), différents matériaux constitutifs de l'insert central (colonne 'Insert'), différents types de contact thermique entre le métal liquide et le moule (colonne 'Interface pièce-moule') et en effectuant – ou non– le refroidissement des nez (colonne 'Ref. nez').

	Nuance	T_{moule}	Insert	Interface pièce-moule	Ref. nez	$T_{coulée}$ (°C)
1	40 CMD8	425°C	Acier	Poteyage	Oui	1520
2	"	640°C	"	"	"	1544
4	"	??	R. type1	"	"	??
5	"	560°C	"	"	"	??
6	"	425°C	"	"	"	1574
8	"	"	"	"	"	1610
9	"	"	Acier	"	"	1620
10	"	"	"	Sans poteyage	"	1616
11	"	"	R. type1	"	"	1615
12	"	"	R. type2	Toile réfractaire sur toute la longueur utile	"	1565
13	"	"	"	Toile réfractaire sur (2/5) de la longueur	"	1604
14	"	"	"	Toile réfractaire (2/5) + 2 ep.	"	1578
15	"	"	"	Toile réfractaire (2/5) + 1 ep.	"	1608
16	"	"	"	"	Non	1585
17	"	"	"	"	"	1578
18	"	"	Acier	Toile réfractaire (2/5)	"	>1550
19	"	"	"	"	"	1660
20	"	"	"	"	"	1550
21	"	"	"	"	"	1618
22	100C6	"	"	"	"	??
23	"	"	"	Toile réfractaire (2/5) + 1 ep.	"	1534
24	"	"	"	"	"	1560
25	"	"	"	"	"	1555
26	"	"	"	"	"	1558
27	"	"	"	Toile réfractaire (2/5)	"	1565
28	"	Env. 250°C	"	Toile réfractaire (2/5) + 1 ep + poteyage	"	Env. 1570
29	"	"	"	"	"	Env. 1570
30	"	"	"	"	"	Env. 1570

Tableau 8 : Récapitulatif des différentes conditions de solidification pour les 30 coulées réalisées
Les cases colorées correspondent à des coulées effectuées dans des conditions identiques

Le moule métallique a été recouvert d'une couche de 'poteyage' (bombe réfractaire CERASPRAY 708) lors des premières coulées (coulées 1 à 9) afin d'une part de ralentir le transfert thermique entre l'acier liquide et le moule, et d'autre part de limiter l'adhésion du lopin

contre le moule lors du démoulage. Par la suite, nous avons mis en œuvre une toile réfractaire de 1,5mm d'épaisseur (KERLANE 50 fournie par Aubert et Duval). L'avantage de cette toile est, en plus d'avoir une excellente tenue en température et de limiter efficacement les échanges thermiques, d'améliorer fortement la répétabilité d'une coulée à l'autre étant donné que l'épaisseur de produit est ici parfaitement reproduite. Pour accentuer l'effet de 'point chaud', nous avons recouvert l'insert central d'une (voire de deux) épaisseur(s) supplémentaire(s) de toile réfractaire pour certaines coulées. Ces essais sont repérés dans le tableau par la notation '+*n* ep.'.

Le moule a été prévu pour recevoir un insert, le but étant d'imposer différents chargements thermiques en changeant la nature du matériau constitutif de l'insert. Nous avons mis en œuvre trois types d'inserts différents : des inserts en 'acier' (de même nuance que le moule) et deux types de réfractaires différents ('Réfractaire type 1' et 'R. type 2', cf. 3.III.2.1). L'insert de 'type 1' est réalisé à partir de briques réfractaires isolantes tandis que celui de 'type 2' est réalisé en maçonnerie à base de béton réfractaire.

La température relevée –avant d'incliner le creuset– par le thermocouple immergé dans le bain liquide est donnée en colonne '$T_{coulée}$'. Il est apparu au fil des coulées qu'il était relativement difficile de maîtriser la température de coulée (cf. paragraphe 2.III.2 du chapitre 2). La surchauffe et le temps de maintien à haute température ont été volontairement limités afin de diminuer les risques de pollution du bain.

Ces diverses conditions expérimentales ont permis de tester l'influence de l'ensemble des paramètres du dispositif, sur l'évolution de la température en différents points du lopin (cf. 3.III.2) et sur l'apparition de fissures à chaud (cf. 3.IV.2).

Le temps de remplissage se situe généralement aux alentours de 15 s ; on ne le maîtrise cependant pas parfaitement étant donné que le basculement du creuset s'effectue par l'intermédiaire d'un moteur et que le niveau du bain liquide peut varier d'une coulée à l'autre. Le temps de remplissage est déterminé de deux façons différentes : premièrement à l'aide d'une voie TOR que l'opérateur active au moment du remplissage (cf. chapitre 2 paragraphe 2.II.4.3) et deuxièmement à l'aide d'un enregistrement vidéo de la coulée. Le fait de recouper ces informations a permis de vérifier la logique des enregistrements thermiques et de fixer l'origine du temps pour les graphiques qui seront présentés dans le paragraphe 3.Chapitre 1I. D'autre part, les films réalisés à chaque coulée ont permis de comprendre et de mettre en œuvre les améliorations successives à apporter au dispositif *Crickacier*.

II.1.2 Historique des coulées

Les premières coulées (1 et 2) ont permis de mettre en évidence les modifications majeures à apporter au dispositif (modification de la géométrie de la masselotte, ajout d'évents, ajout d'une goulotte de remplissage, modification du bec de coulée…). Cela a aussi montré qu'utiliser un insert en acier –uniquement recouvert de poteyage– laissait l'alliage se solidifier trop vite dans le moule[7] même en préchauffant ce dernier au maximum de nos possibilités (coulée 2).

Les coulées 2, 3, 4 et 5 ont été effectuées en appliquant aux cartouches chauffantes la puissance maximum. Il apparaît clairement que cette manière de procéder ne permettait pas de reproduire le même préchauffage du moule d'une coulée à l'autre (Tableau 8) : en agissant de la sorte (consigne en puissance), la température du moule n'est pas maîtrisée. Les coulées 4 et 5 ont abouti à des pièces fissurées ; elles ont donc démontré que le dispositif était capable de générer des criques à chaud.

[7] Les mesures thermiques ont montré que l'alliage mettait moins de 15 secondes à se solidifier localement au niveau des thermocouples S

Forts de ce constat, nous avons réalisé les coulées suivantes à des températures de préchauffage plus basses, mais maîtrisées (425°C). Nous avons en outre, utilisé par la suite le thermocouple K7 (cf. Figure 40) pour la régulation de l'asservissement. Ceci a permis d'encore mieux reproduire, d'une coulée à l'autre, la température de préchauffage du moule.

Plusieurs coulées (six en tout) ont été nécessaires afin de démontrer que c'était le matériau constitutif de l'insert réfractaire de 'type 1'[8] qui était responsable de la présence de nombreuses bulles de gaz au sein des lopins. Les coulées suivantes ont donc été effectuées avec un second type d'insert réfractaire (réalisé cette fois-ci en maçonnerie avec du béton réfractaire), ce qui a résolu définitivement le problème des porosités résiduelles.

L'utilisation de la toile réfractaire KERLANE (cf. Figure 51) a permis d'améliorer la reproductibilité de l'essai ; cependant il est apparu que cette dernière ne restait pas bien en place au cours de la phase de remplissage du moule compte tenu de la géométrie complexe de l'empreinte et de son accessibilité problématique. Le jet de métal liquide s'est donc quelques fois introduit entre la toile et le moule, ce qui a eu pour conséquence majeure de perturber les évolutions thermiques des essais en question. Ces aléas nous ont donc obligés à réaliser un grand nombre de coulées dans des conditions parfaitement identiques afin d'obtenir, au final, quelques coulées avec des évolutions thermiques similaires.

D'autre part, nous avons eu un problème de remplissage de moule sur deux des trente coulées (coulées 3 et 7), du fait de températures de coulées trop faibles.

Afin de valider l'essai Crickacier, nous avons réalisé un certain nombre de coulées dans des conditions identiques. Ces coulées sont repérées par des couleurs dans le Tableau 8. Quatre tentatives de reproductibilité ont été mises en œuvre ; sur les deux dernières la maîtrise de la température de coulée a été améliorée. Notons enfin que les dernières coulées (28, 29 et 30) ont été effectuées dans l'enceinte à atmosphère contrôlée du CREAS.

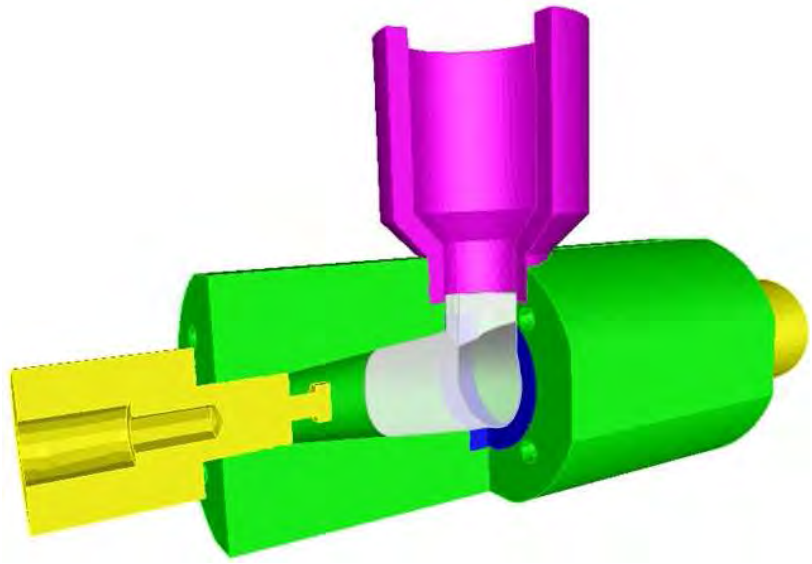


Figure 51 : Vue schématique du moule et de ses composants
(la toile réfractaire KERLANE apparaît en blanc).
Pour des raisons de clarté, seuls les trois quarts du dispositif sont représentés

[8] L'insert 'réfractaire de type 1' est réalisé dans une céramique poreuse

II.2 Configurations envisagées

L'objectif général des essais a été de tester la *criquabilité* de diverses configurations de solidification. En effet, les paramètres 'procédé' ont un rôle majeur sur l'obtention de fissures à chaud ([Gerds, 1976], [Olivier, 1976], [Place, 1995]). Nous nous sommes donc orientés vers différentes 'configurations types' dans le but d'obtenir diverses 'aptitudes à la crique'.

II.2.1 Configuration 'solidification homogène'

La première configuration envisagée est la plus simple : on souhaite à travers ce type de coulée imposer une configuration de solidification dépendant principalement de la géométrie de la pièce, comme illustré en Figure 52. Cette illustration représente la distribution de fraction solide dans le plan de symétrie longitudinal du lopin ; la phase solide est représentée en bleu et la phase liquide en rouge.

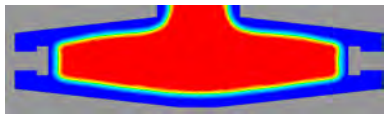


Figure 52 : Première configuration d'essai.
Seul l'effet de la géométrie doit s'exercer sur la solidification du lopin.

Les coulées réalisées dans cette optique sont les coulées {1, 2, 9, 10, 12}. Les mesures thermiques ont démontré que l'on avait effectivement une configuration de ce type (cf. paragraphe 3.III.2).

II.2.2 Configuration 'insert réfractaire'

La deuxième configuration vise à favoriser localement le point chaud au centre de l'éprouvette comme illustré en Figure 53. Pour agir de la sorte, l'utilisation d'un insert central en réfractaire a été la plus efficace, comme nous le verrons dans le paragraphe 3.III.2.

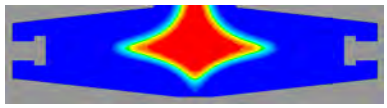


Figure 53 : Seconde configuration d'essai.
Le point chaud est localisé au centre du lopin.

(L'effet du matériau réfractaire s'ajoute à celui de la géométrie)

En favorisant cette configuration, on s'attend logiquement à obtenir des fissures en partie centrale de la pièce (effet du point chaud).

II.2.3 Configuration 'toile réfractaire'

La dernière configuration envisagée est représentée en Figure 54. Il s'agit d'une configuration intermédiaire entre les deux précédentes dans la mesure où l'on provoque un point chaud au centre du lopin mais de manière beaucoup moins localisée que dans le cas de la Figure 53. Cette configuration pourra être obtenue grâce à l'utilisation de la toile réfractaire sur une partie de la longueur utile du lopin (cf. Figure 72).

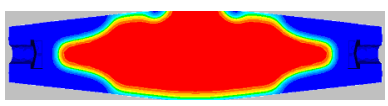


Figure 54 : Troisième configuration d'essai.
Le point chaud est plus étalé dans la pièce.

(Effet de la toile réfractaire en partie centrale du lopin)

Les essais ont donc été définis avec objectif de générer dans la pièce des gradients thermiques et vitesses de refroidissement sensiblement différents suivant les configurations adoptées. L'analyse de ces évolutions thermiques est décrite dans le paragraphe suivant.

III. Analyse de l'influence qualitative des paramètres 'procédé'

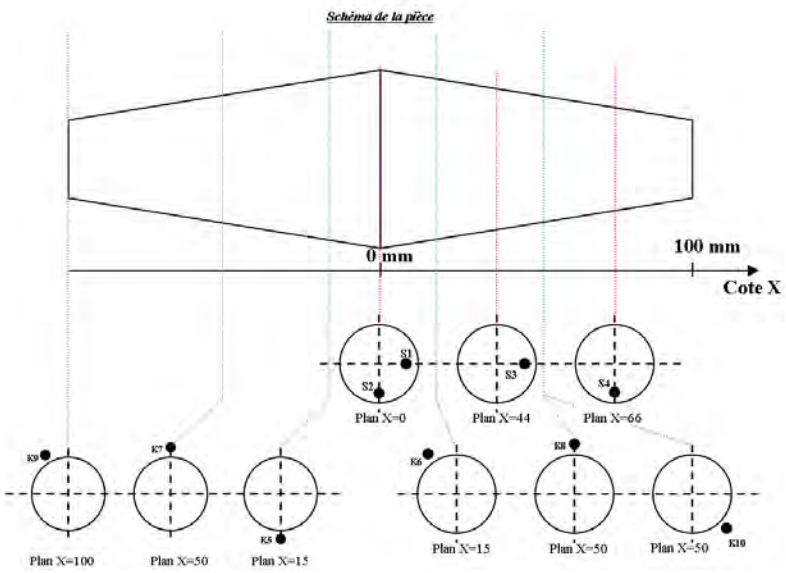
Le système de mesure utilisé a été décrit en détail dans le chapitre 2 (paragraphes 2.II.4.3 et 2.III.1.3). Il est apparu, au fil des coulées, qu'il était délicat de mesurer les évolutions thermiques de l'éprouvette sur un tel dispositif. En effet, la casse des thermocouples s'est avérée extrêmement fréquente compte tenu d'une part de l'accessibilité réduite dont on dispose lors du montage, et d'autre part de la violence de la phase de remplissage du moule, le jet du métal liquide mettant à mal l'intégrité des thermocouples S. L'utilisation d'un brise jet –localisé à la base de l'entonnoir– a amélioré la tenue de ces thermocouples ; cependant, il demeure toujours une 'perte au feu' relativement importante. Mesurer des évolutions de température aussi brutales n'est pas évident : de nombreux thermocouples ont montré des évolutions qui se sont avérées faussées par un problème de mesure. Pour cette raison, nous avons réalisé un certain nombre de coulées dans des conditions identiques. Les informations ont été croisées afin d'éliminer les évolutions erronées. Il est important, sur un tel essai, de bien dissocier ce qui relève de la physique du problème de ce qui relève d'un problème de mesure.

III.1 Mesure de la température

La localisation des thermocouples présents dans la pièce et le moule est rappelée en Figure 40. On a décidé de maintenir le même réglage des thermocouples S pour l'ensemble des coulées (cf. Tableau ci-dessous).

Nous avons fixé, pour S_1 et S_2, une distance de 5*mm* entre l'interface pièce-moule et le point de mesure. Cette distance a été choisie de manière à pouvoir étudier, au mieux, les fissures se développant dans cette zone. En effet, les analyses ont démontré que, généralement, les fissures présentes au niveau de l'insert s'initiaient dans la zone sous-surface du lopin (cf. 3.IV). Ce choix s'est donc avéré judicieux, d'autant plus que l'on ne pouvait pas augmenter la profondeur de pénétration des thermocouples S_1 et S_2 sans risquer de les détériorer trop rapidement.

Les thermocouples S_3 et S_4 sont dans un plan décalé ; on a donc pu les régler avec des profondeurs de pénétration dans la matière plus importantes (respectivement 10 et 15mm). Cela a donc permis de pouvoir bien suivre les évolutions thermiques dans ces zones où le refroidissement est plus marqué qu'au centre, du fait de la géométrie de la pièce.



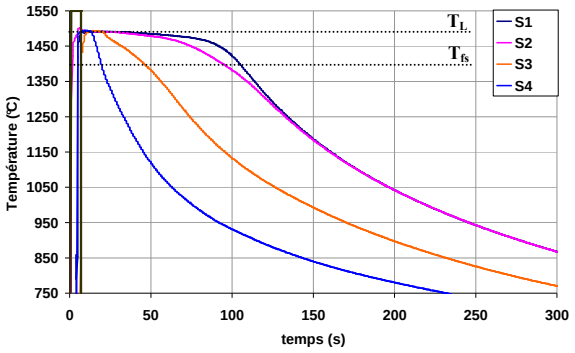
Thermocouple	Distance à l'interface (mm)
S1	5
S2	5
S3	10
S4	15
K5	2
K6	2
K7	2
K8	2
K9	2
K10	2

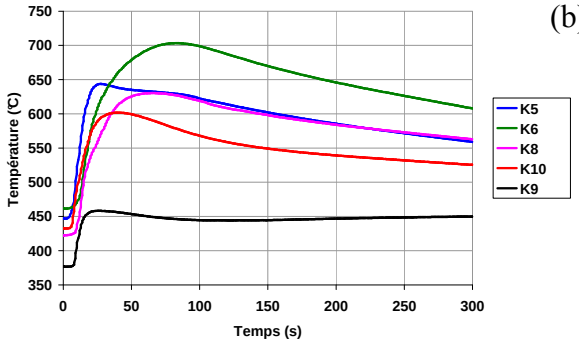
Figure 55 : Schéma de l'implantation des thermocouples dans la pièce et le moule

Un exemple d'évolutions –mesurées en continu– de la température dans la pièce et le moule est donné en Figure 56. L'origine a été fixée à partir du début du remplissage du moule ; la durée exacte de la phase de remplissage apparaît en trait noir sur la figure de gauche. On s'aperçoit tout d'abord que les évolutions données par les thermocouples S sont lisses ; elles ne paraissent pas aberrantes car plus les thermocouples sont proches des nez, plus la pièce se refroidit vite (cf. Figure 56(a)). Les thermocouples S_1 et S_2 ont des évolutions très similaires, ce qui nous conforte donc dans la validité des mesures. En effet, ces thermocouples sont tous deux implantés dans le même plan et à la même distance de l'interface pièce-moule (5*mm*) ; seul l'effet de la géométrie aura donc une influence sur leur refroidissement.

On retrouve, sur ces enregistrements, l'effet escompté de la géométrie tronconique. Cette observation est d'autant plus forte que, plus on se rapproche des nez, plus les thermocouples sont à une distance importante de la surface. Il s'agit ici d'une coulée de nuance 40CMD8 ; cet alliage présente une température de fin de solidification d'environ 1405°C (cf. 3.I.2.2). On note donc que le lopin met environ 20*s* pour se solidifier au niveau de S_4 tandis qu'il met respectivement 50 et 100*s* pour S_3 et $\{S_1, S_2\}$. La vitesse de refroidissement est clairement différente entre S_4, S_3 et $\{S_1, S_2\}$ au moment de la solidification, puis cette différence tend à s'annuler au bout d'un certain temps (120*s*). Il apparaît donc clairement, que l'on a réussi à favoriser une configuration avec un point chaud central marqué lors de la solidification du lopin.

(a)





(b)

Figure 56 : Evolution temporelle de la température au sein du lingot (a) et du moule (b) au cours de la solidification et du refroidissement du lopin

L'évolution de la température du moule est donnée par la Figure 56(b). Là encore, on observe bien une certaine logique : plus on s'éloigne du centre, plus le pic de température est bas. On retrouve ici l'effet du point chaud central.

III.2 Etude de l'influence des différents paramètres procédé

L'objectif de ce paragraphe est de comparer les évolutions thermiques observées dans les différentes configurations, afin de tester l'influence relative des différents paramètres procédé.

III.2.1 Influence du matériau de l'insert

L'influence du matériau constitutif de l'insert peut être directement jugée en comparant les évolutions des thermocouples S_1 et S_2 qui sont situés dans le plan transverse médian du lopin. La Figure 57 permet d'apprécier cette influence majeure selon qu'on ait en contact avec l'acier liquide, de l'acier (a), de l'acier recouvert d'une épaisseur de toile réfractaire (b), du réfractaire (c) ou du réfractaire recouvert de toile réfractaire (d).

Les coulées effectuées avec un insert acier (Figure 57(a)) ont toutes donné lieu à des temps de solidification extrêmement faibles (inférieurs à 10 s) ; et ceci même avec une température de préchauffage de moule importante (e.g. 640°C pour la coulée 2). Le faible nombre de coulées réalisées avec un insert acier, ajouté à une mauvaise tenue des thermocouples, fait que nous disposons de peu de résultats exploitables. Il convient de noter, d'autre part, que les coulées présentées sur cette figure (coulées 1 et 10) ont été réalisées avec des paramètres procédé différents (cf. Tableau 8).

L'ajout d'une épaisseur de toile réfractaire a permis d'augmenter substantiellement ces temps de solidification jusqu'à environ 30 à 40 secondes (Figure 57(b)). On se rend compte que, bien qu'étant effectuées dans des conditions comparables, ces coulées (18 à 21) présentent des évolutions assez différentes. Il apparaît –comme dans le cas précédent– que les évolutions brutales de température aux premiers instants (refroidissement rapide) impliquent une variabilité importante sur ces enregistrements.

La Figure 57 (c) permet d'apprécier le gain conséquent apporté par l'utilisation d'un insert en réfractaire. En effet, ce matériau réfractaire (dit de 'type 1') permet d'obtenir des temps locaux de solidification de l'ordre de la minute. Il faut cependant noter que ces coulées présentent majoritairement une santé de pièce problématique (présence de nombreuses 'soufflures').

D'autres coulées ont été réalisées en recouvrant l'insert réfractaire de toile réfractaire (Figure 57 (d)). Nous avons utilisé, pour ces coulées, un autre type de matériau réfractaire (dit de 'type2') compte tenu des défauts de 'soufflure' constatés précédemment. L'ajout de la toile réfractaire a logiquement contribué à augmenter encore le temps de solidification (on atteint dorénavant des temps de 80 à 100s), tout en résolvant le problème de 'soufflures'.

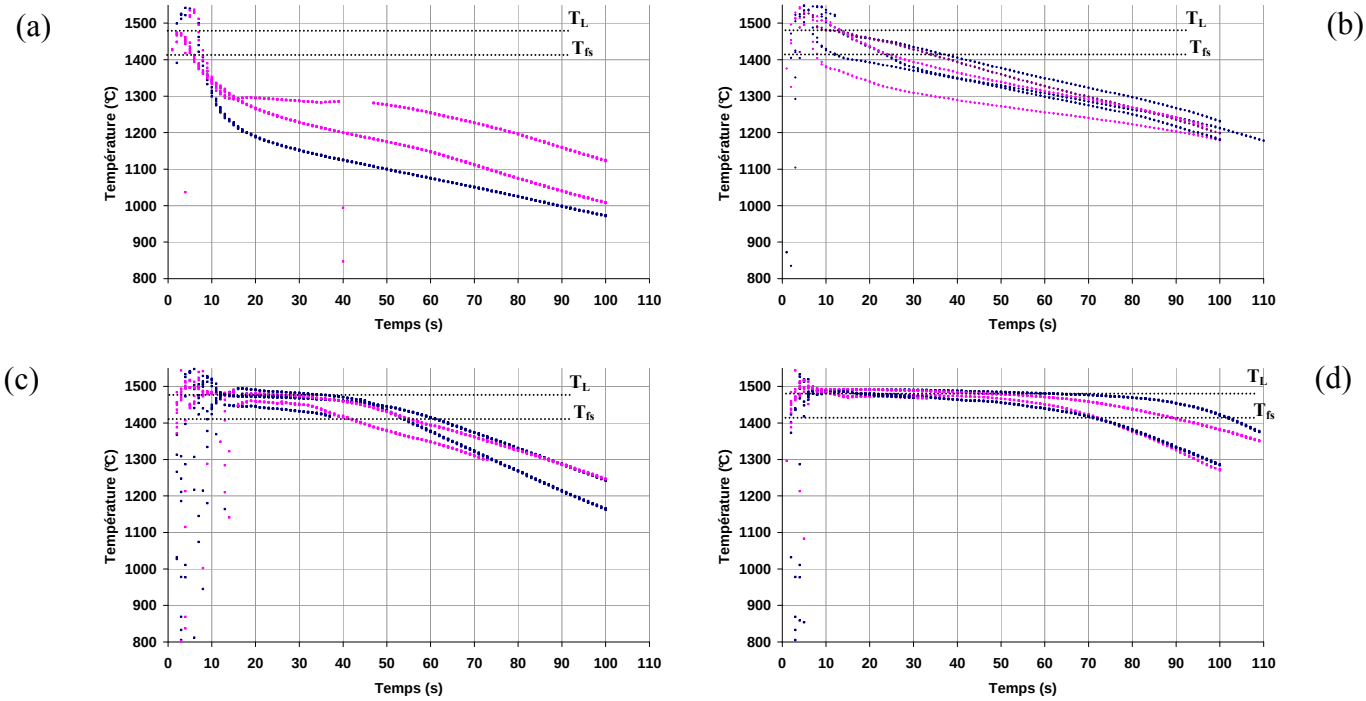


Figure 57 : Evolution de S_1 (bleu) et S_2 (rose) en fonction du temps et selon le type d'insert utilisé

(a) acier, (b) acier avec une couche de toile réfractaire,
(c) réfractaire de 'type 1', (d) réfractaire de 'type 2' avec une couche de toile réfractaire

III.2.2 Confirmation de l'influence de la toile réfractaire

La toile réfractaire a été mise en œuvre pour créer une configuration de solidification comme celle schématisée en Figure 54. Dans ces conditions, et compte tenu de la position du thermocouple S_3, on devrait relever une influence comme celle relevée entre les Figure 57(a) et Figure 57(b). La Figure 58 atteste que la toile a une influence majeure sur l'évolution des températures dans la région de S_3. En effet, l'ajout de la toile fait passer le temps local de solidification de 20 à 40s.

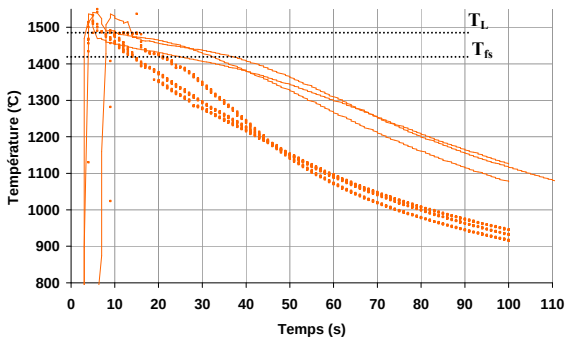


Figure 58 : Comparaison sur S3 suivant utilisation de toile (traits) ou pas (pointillés)

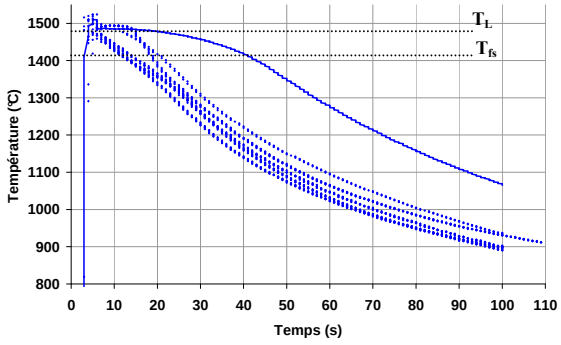


Figure 59 : Influence de la toile réfractaire sur S4

Toile réfractaire sur toute la longueur utile (trait continu)

Toile sur 2/5 de la longueur (pointillés)

La coulée 12 a été effectuée en disposant la toile réfractaire sur la totalité de la longueur utile de l'éprouvette. La comparaison entre cette coulée et d'autres coulées assez semblables –à la différence près de la longueur de toile– montre l'efficacité d'isolation de la toile dans la région des vis d'ancrage (Figure 59). D'après les évolutions thermiques mesurées sur la coulée 12, on

note que l'on a créé une configuration de solidification comparable à celle de la Figure 52, c'est-à-dire lorsque c'est principalement la géométrie qui a une influence sur la solidification.

III.2.3 Influence du refroidissement des nez

Il est intéressant de constater que le refroidissement des nez n'a qu'une influence mineure sur l'évolution des températures aux environs des ancrages (Figure 60). Ceci contraste particulièrement avec l'influence de la toile réfractaire constatée en Figure 59. On note, d'autre part sur ces deux figures, que la nature de 'l'isolant' éventuel (bombe réfractaire CERASPRAY, toile réfractaire sur une partie de la longueur utile du lopin) n'a pratiquement aucune influence sur l'évolution des températures aux extrémités du lopin (i.e. S_4). La reproductibilité de l'évolution des températures dans cette zone est frappante ; cela peut être interprété par une influence moindre du remplissage et des effets de bords, loin de la zone d'impact du jet de métal liquide.

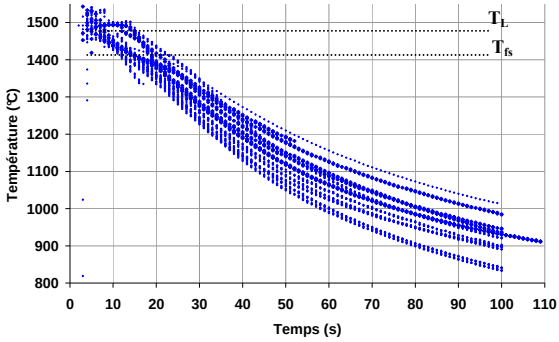


Figure 60 : Evolution de S4 en fonction du temps pour la majorité des coulées.

En gras : nez non refroidis.

III.2.4 Bilan sur l'influence des paramètres procédé

D'après les mesures effectuées dans la pièce (thermocouples S_1, S_2, S_3 et S_4), il apparaît que l'on a effectivement réussi à imposer les configurations de solidification envisagées dans le paragraphe 3.II.2. Ces diverses configurations d'essai ont permis d'imposer différents chargements thermomécaniques. Des tendances fortes, en terme de criquabilité, se sont ainsi dégagées entre toutes ces familles d'essais. Cette analyse fera spécifiquement l'objet du paragraphe 3.IV.2.

III.3 Influence de la nuance coulée

Des coulées ont été réalisées pour les deux nuances sélectionnées (40CMD8 et 100C6), dans des conditions globalement comparables : il s'agit des coulées 18 à 21 pour le 40CMD8, et des coulées 23 à 26 pour le 100C6 (cf. Tableau 8).

On constate tout d'abord, que les coulées effectuées avec la nuance 100C6 ont été mieux reproduites que celles effectuées sur le 40CMD8 (Figure 61). Le fait que le 100C6 ait une température de liquidus plus faible ainsi qu'un intervalle de solidification plus étendu a probablement joué en ce sens. Cette amélioration est la plus spectaculaire au niveau du point chaud central de l'éprouvette (Figure 61(a)). D'autre part, outre ce gain en reproductibilité, on note que l'on a substantiellement augmenté le temps de solidification dans cette zone. Pour les coulées de 100C6, on atteint des temps de solidification d'environ 125 à 155*s* alors qu'ils n'étaient que de 25 à 45*s* dans le cas du 40CMD8. Ceci constitue un net progrès au niveau du process dans la mesure où l'on souhaite, à l'avenir, pouvoir appliquer un chargement additionnel de traction pendant la solidification du lingot. Le temps pendant lequel l'alliage est vulnérable à la fissuration à chaud dans la zone des thermocouples $\{S_1,S_2\}$ a ainsi été porté à 40*s* alors qu'il n'était que d'environ 10*s* sur les coulées de 40CMD8. A la différence du 40CMD8, la nuance

100C6 autorise donc une fenêtre de temps raisonnable, pendant laquelle un essai de mise en tension de la zone pâteuse est réalisable (cf. paragraphe 2.II.3.2 du chapitre 2).

La comparaison des évolutions de S_3 et S_4 fait apparaître que le 100C6 se refroidit plus rapidement que le 40CMD8 aux premiers instants. Ces thermocouples étant implantés plus à cœur que les thermocouples $\{S_1,S_2\}$, ils sont moins assujettis aux effets de bords. Cette différence de refroidissement peut être due au fait que le 40CMD8 commence à se solidifier – donc à libérer de la chaleur latente– plus tôt que le 100C6, après le remplissage du moule. Quoi qu'il en soit, du fait de la différence d'intervalle de solidification, on observe tout de même des temps de solidification plus importants (environ le double) au niveau de S_3 et S_4 (cf. Tableau 9).

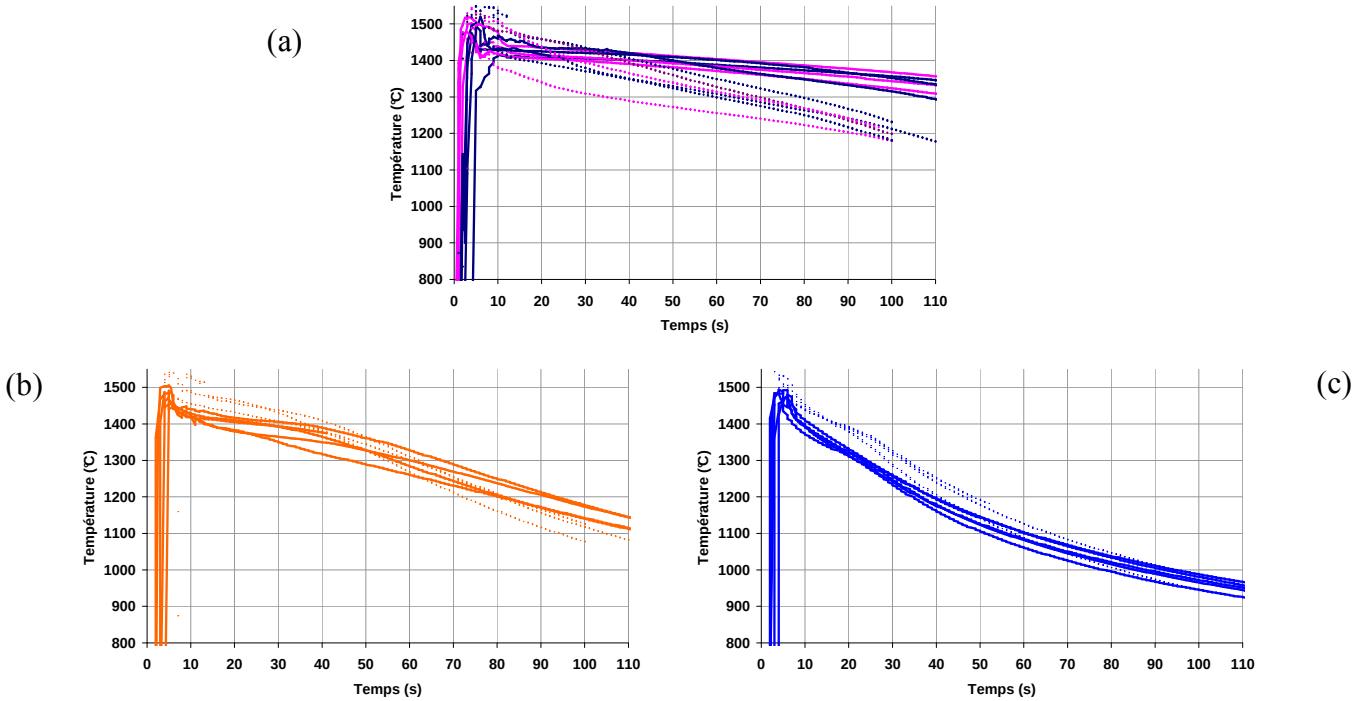


Figure 61 : Comparaison de coulées identiques entre les évolutions thermiques obtenues sur du 40CMD8 (pointillés) et du 100C6 (traits continus).

Evolutions temporelles de S_1 et S_2 (a), S_3 (c) et S_4 (c).

D'une manière générale, si on compare les évolutions respectives des thermocouples $\{S_1, S_2, S_3, S_4\}$, on constate que les coulées de 100C6 ont favorisé un point chaud plus marqué au centre du lopin que les coulées de 40CMD8 (Figure 62).

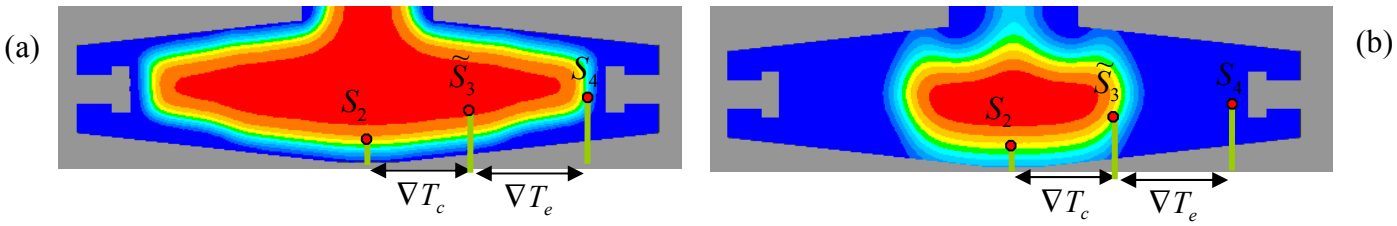


Figure 62 : Illustration des 'configurations de solidification' observées expérimentalement et de la localisation des thermocouples S

(a) Sur les coulées de 40CMD8.
(b) Sur les coulées de 100C6.

Sur cette Figure 62, les points rouges schématisent l'implantation des thermocouples à l'intérieur du lopin ; le point de mesure est représenté en rouge. Pour des questions de visualisation et de

compréhension, nous avons choisi de faire apparaître sur la figure le thermocouple S_3 bien que n'étant pas localisé dans le plan de symétrie longitudinal. Sur le schéma, $\widetilde{S}_3$ représente donc la pénétration du thermocouple S_3 à l'intérieur du lopin mais ramené dans le plan de la figure. Ces deux figures sont représentées pour une même épaisseur de peau solidifiée en partie centrale. Ainsi, d'après la localisation de ces différents thermocouples, les enregistrements thermiques montrent bien que l'on a des configurations comme celles représentées en Figure 62(a) et Figure 62(b), respectivement dans le cas des coulées de 40CMD8 et de 100C6. Il apparaît donc, sur cette configuration de test, que la nuance 40CMD8 s'est solidifiée avec un plus faible gradient thermique longitudinal au sein du lopin, que ce soit en partie centrale (∇T_c) comme à l'extrémité de la pièce (∇T_e).

	40CMD8	100C6
TLS au niveau de S_1 et S_2	entre 25 et 42s	entre 125 et 155s
TLS au niveau de S_3	entre 30 et 40s	entre 62 et 78s
TLS au niveau de S_4	environ 15s	environ 30s

Tableau 9 : Comparaison du Temps Local de Solidification (TLS) au niveau de chaque thermocouple selon la nuance coulée

III.4 Bilan

Même si la reproductilité de tels essais n'a pas été testée pour chaque condition de coulée, de fortes tendances se sont dégagées au fur et à mesure des campagnes de coulées. Le dispositif *Crickacier* avec ses adaptations s'est donc révélé capable d'agir sur la solidification des lopins. Il a permis au final d'imposer différentes configurations de solidification en jouant sur les paramètres procédé à notre disposition (il s'agit principalement du type de contact thermique entre le métal liquide et le moule).

D'autre part, les travaux menés sur le 100C6 ont démontré que l'on pourra, à terme, réaliser des essais de traction durant la solidification des lopins. Avec une meilleure maîtrise de la procédure, nous avons, au final, réussi à obtenir une très bonne reproductibilité thermique de l'essai. Il est cependant important de rappeler que l'essai pâtit d'une très faible inertie thermique, ce qui peut le rendre sujet à de fortes variabilités. Il est donc crucial de réaliser un certain nombre de coulées dans des conditions identiques.

IV. Observations expérimentales de la 'criquabilité'

Cette section se propose d'analyser la 'criquabilité' des différentes coulées. Pour cela, une procédure a été développée afin de détecter les défauts éventuels de chaque éprouvette.

IV.1 'Stratégie' de détection des fissures à chaud

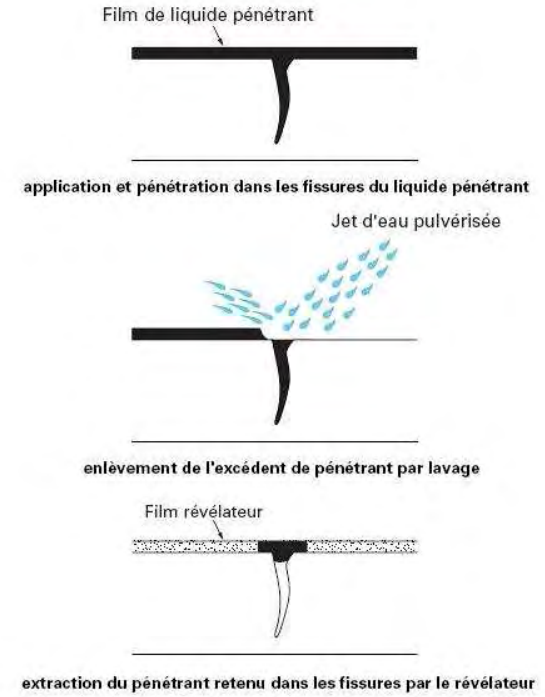
IV.1.1 Moyens expérimentaux

Le contexte de l'essai fait que nous devons détecter la présence éventuelle de fissures à chaud sur des lingots 'brut de fonderie' et présentant une géométrie particulière (troncs de cône raboutés). Le process implique un certain nombre d'imperfections au niveau de la surface des lopins rendant la détection des fissures délicate (traces d'écoulement, reprises, mauvais état de surface dû à la toile ou à l'insert réfractaire…). Pour cela, différents moyens de contrôle ont été mis en œuvre.

A l'issue d'une coulée, une première étape consiste à détecter les fissures éventuelles via un contrôle visuel et un ressuage. Le ressuage est un moyen de recherche des défauts de surface qui consiste à améliorer les possibilités de détection visuelle en tirant profit des propriétés tensiosuperficielles des fissures. Les phases successives du contrôle par ressuage sont les suivantes (Figure 63(a)) :

- ✓ un nettoyage soigné de la pièce ;
- ✓ l'application d'un produit coloré ou fluorescent appelé pénétrant, suivie d'un temps d'imprégnation ;
- ✓ l'élimination de l'excès de pénétrant ;
- ✓ l'application d'un révélateur dans lequel le pénétrant, resté dans les fissures, va diffuser et former des images interprétables par le contrôleur.

(a)



(b)



Figure 63 : (a) Principe de la méthode de ressuage ([Wanin, 2002])

(b) Exemple de détection de fissure sur un lingot *Crickacier* (40CMD8, coulée n°19)

La détection est améliorée à la fois par le contraste de couleurs entre pénétrant et révélateur et par le fait que la diffusion du pénétrant dans le révélateur élargit considérablement l'aspect du défaut (Figure 63(b)). Ce contrôle est, de par son principe, exclusivement réservé à la détection des défauts débouchant à la surface de la pièce examinée.

Une fois cette phase de détection 'non destructrice' achevée, la seconde étape consiste à venir découper le lopin dans son plan de symétrie longitudinal. Ce choix s'est montré judicieux car il s'est avéré que les fissures traversaient ce plan. La face de découpe est ensuite polie puis on réalise une attaque macroscopique 'De Sy' afin de mettre en évidence la structure de solidification. Le fait d'avoir une surface polie permet alors de mieux distinguer les fissures par de nouveaux examens visuels et tests de ressuage effectués avant l'attaque chimique.

En plus de cette technique de ressuage, des essais magnétoscopiques ont été effectués par Aubert et Duval sur certaines de ces coulées. Cependant, compte tenu de la faible taille des fissures et des irrégularités de l'état de surface, ce moyen de détection ne nous a malheureusement pas permis d'améliorer la détection de ces défauts. D'autres moyens de détection de fissures dans la masse tels que la radioscopie ou des mesures de résistivité électrique ([Clyne, 1975]) qui avaient été envisagés, se seraient montrés sûrement inappropriés pour les mêmes raisons.

IV.1.2 Confirmation du phénomène 'fissuration à chaud'

Les moyens expérimentaux que nous avons mis en œuvre permettent de détecter la localisation des fissures éventuelles au sein des lopins. Il a fallu s'assurer qu'il s'agissait bien de 'fissures à chaud' en tant que telles. Pour cela, nous avons recoupé diverses analyses.

Les observations visuelles réalisées à la surface des pièces ou dans le plan de coupe permettent de retrouver la morphologie générale de ces défauts. On rencontre sur certaines pièces les aspects en dent de scie caractéristiques des fissures à chaud. Ces fissures peuvent être discontinues et constituées d'un certain nombre de ruptures de courte longueur sans liaison entre elles ([Easton, 2004]). On les rencontre généralement en surface –ou en sous-surface– des lopins, elles peuvent être de taille variable, observées à l'œil sans grossissement ou détectables à l'aide de moyens de détections plus fins. L'ensemble de ces éléments est caractéristique des criques à chaud ([Gerds, 1976]).

D'autre part, les attaques macroscopiques 'De Sy' ont permis de mettre en évidence la présence de ségrégation de part et d'autre des fissures (Figure 64) ce qui confirme le caractère interdendritique propre aux fissures à chaud ([Pierer, 2007]).

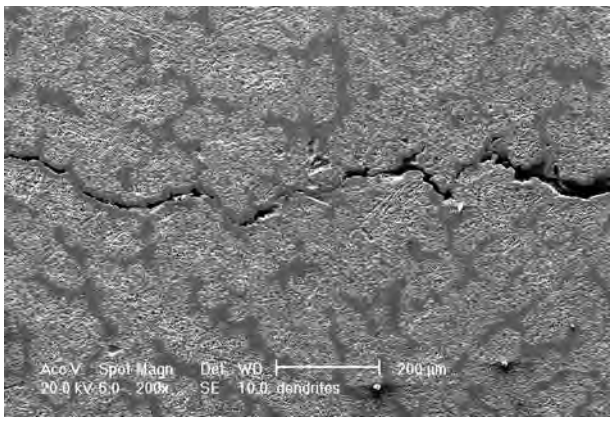
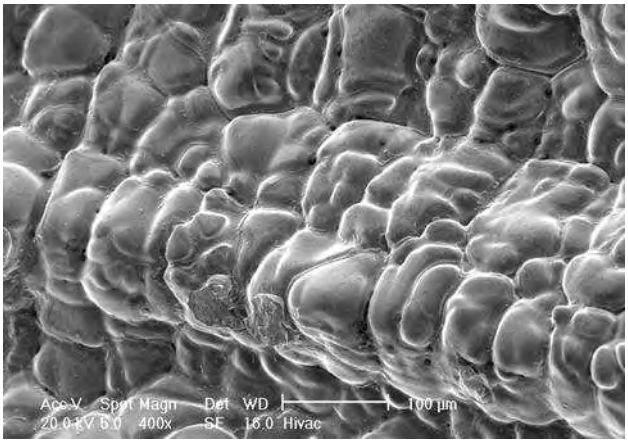


Figure 64 : Ségrégation aux environs de la fissure (40CMD8, coulée n°4).
Observation au MEB (électrons secondaires), grossissement 200X

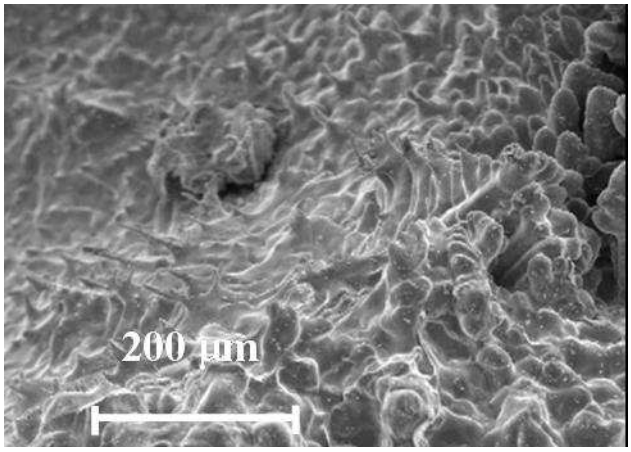
Par la suite, nous nous sommes intéressés aux faciès de rupture afin de mieux mettre en évidence la morphologie des fissures. Nous avons donc cassé les échantillons après les avoir immergé

dans l'azote liquide. Cela a provoqué la rupture fragile des zones autres que la fissure et a permis de bien distinguer le faciès de rupture de la fissure en tant que tel. Une fois cassé, l'échantillon a été réchauffé au sèche-cheveux afin de limiter la condensation de l'eau et donc le risque d'oxydation du faciès. Une fois de plus, ces analyses ont permis de mettre en évidence qu'il s'agissait bien de fissures à chaud. En effet, outre l'aspect 'rupture interdendritique' très fortement marqué (Figure 65(a)), ces analyses ont révélé la présence de traces de liquide résiduel (Figure 65(b)) et de déformation de ponts solides (Figure 65(c)), caractéristique du phénomène 'fissuration à chaud' ([Grasso, 2004], [Fabregue, 2004], [Kerrouault, 2001]).

(a)



(b)



(c)

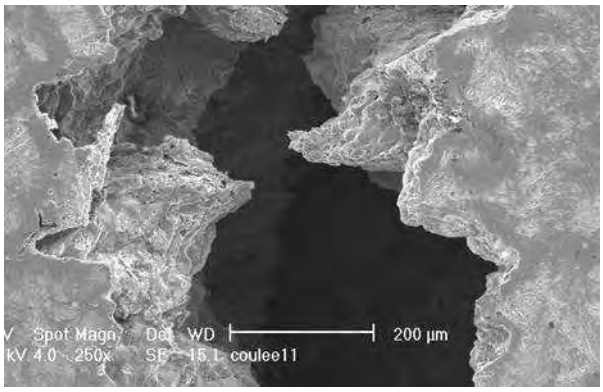


Figure 65 : Observations MEB : Faciès de rupture caractéristiques de la crique à chaud

(a) Aspect interdendritique (40CMD8, coulée n°4)

(b) Pics de liquide résiduel blotti entre deux grains ayant subi une déformation (40CMD8, coulée n°5)

(c) Rupture d'un pont solide (40CMD8, coulée n°11)

D'autre part, des analyses EBSD ont été tentées sur divers échantillons fissurés. Nous n'avons malheureusement pas trouvé dans la littérature de solution de polissage électrochimique donnant des résultats satisfaisants sur le 40CMD8 et le 100C6. Ces observations auraient permis de révéler l'orientation des grains de part et d'autre de la fissure et donc d'apporter des informations supplémentaires.

IV.1.3 Exploitation des résultats

Nous avons obtenu, selon les coulées, des pièces saines et des pièces présentant des fissures plus ou moins prononcées. Les difficultés expérimentales qui se posent au niveau de la détection de fissures sur de telles pièces de fonderie ont été soulevées dans le paragraphe 3.IV.1.1. Les moyens mis en œuvre ne permettent pas de détecter dans la masse la présence éventuelle de très petits défauts ; ces derniers seront uniquement mis en évidence dans divers plans de coupe. Il apparaît assez difficile de bien caractériser de façon objective, la 'criquabilité' de chaque coulée. Cependant, nous ne nous intéressons pas dans cette étude à la sévérité du défaut en se basant sur diverses considérations (mesure de résistivité, dimension de fissures, densité de réseaux de

fissures…) comme dans [Clyne, 1975], [Cao, 2006], [Pierer, 2007] ou [Abbaschian, 2003]. Au contraire, on cherche uniquement à mettre en évidence un risque de formation de criques à chaud en dissociant les coulées ayant abouti à des pièces saines des coulées ayant généré des défauts.

IV.2 Analyse de la 'Criquabilité' des différentes coulées

L'objectif de ce paragraphe est de présenter les principales observations que l'on a pu faire sur l'ensemble des coulées pour déterminer l'influence des diverses 'configurations de solidification' imposées (cf. paragraphe 3.II.2) sur la 'criquabilité' des éprouvettes.

IV.2.1 Configuration 'solidification homogène'

Quatre coulées principales avec du 40CMD8 (cf. Tableau 10) ont été spécifiquement effectuées en configuration de 'solidification homogène' illustrée en Figure 52. D'après les enregistrements des évolutions thermiques de la coulée n°12, il apparaît que l'on peut ajouter cette coulée à cette famille d'essais. Cela s'explique par l'importance du pouvoir d'isolation de la toile réfractaire, la coulée référencée 12 avait été réalisée en disposant la toile sur la totalité de la partie utile du lopin.

	Température du moule en partie centrale	Poteyage
Coulée 1	425°C	Oui
Coulée 2	640°C	Oui
Coulée 9	425°C	Oui
Coulée 10	425°C	Non
Coulée 12	425°C	Toile réfractaire

Tableau 10 : Paramètres procédé différentiant les coulées effectuées en configuration 'solidification homogène' (nuance 40CMD8)

Ces cinq coulées, qui ont été réalisées avec différents paramètres procédé (cf. Tableau 10), ont toutes démontré une tendance forte du matériau à ne pas criquer. Les observations réalisées sur les coulées avec insert acier, montrent une microstructure très fine particulièrement au niveau de la surface (Figure 67(a)). La coulée 12 fait apparaître quant à elle une microstructure plus grossière, mais avec une zone équiaxe très marquée.

En conclusion on peut dire que, à lui seul, l'effet de la géométrie du dispositif *Crickacier* n'est pas suffisant pour initier des criques à chaud sur du 40CMD8. Voyons maintenant l'aptitude à la fissuration à chaud de la seconde famille de coulées.

IV.2.2 Configuration 'Insert réfractaire'

La configuration de solidification décrite dans ce paragraphe est celle illustrée par la Figure 53. En effet, nous avons pu peser dans le paragraphe 3.III.2.1, le gain apporté par l'utilisation d'un insert en réfractaire, sur les temps locaux de solidification dans les environs de l'insert (thermocouples S_1 et S_2). Ce type de matériau a donc permis de maintenir plus longtemps, le point chaud central, dans un état vulnérable à la formation de criques à chaud.

IV.2.2.1 Description de cette famille d'essais

L'insert utilisé ici a été réalisé à partir de briques réfractaires isolantes, composé principalement de Al2O3 et de SiO2 ; ses caractéristiques sont données dans le tableau ci-dessous.

Masse volumique	800 kg/m^3
Conductivité thermique	0.35 W/m.K
Chaleur spécifique	1100 J/kg.K

Tableau 11 : Caractéristiques de l'insert réfractaire de 'type 1'

Ces essais, effectués dans diverses conditions thermiques (Tableau 12), ont toujours abouti à des pièces fissurées en partie centrale (Figure 66). Les observations ont mis en évidence que ces fissures étaient toujours très prononcées, leur longueur peut aller jusqu'à 50*mm* et leur ouverture

jusqu'à 700μm. La présence de l'insert réfractaire a donc directement influencé l'apparition de fissures dans cette zone. Ces premières constatations valident le principe de l'essai car le dispositif se montre discriminant quant à l'initiation de criques à chaud.

	Température du moule en partie centrale	Poteyage
Coulée 4	Inconnue mais bien supérieure à 425°C (problème d'acquisition)	Oui
Coulée 5	560°C	Oui
Coulée 6	425°C	Oui
Coulée 8	425°C	Oui
Coulée 11	425°C	Non

Tableau 12 : Paramètres procédé différentiant les coulées effectuées en configuration 'Insert réfractaire'

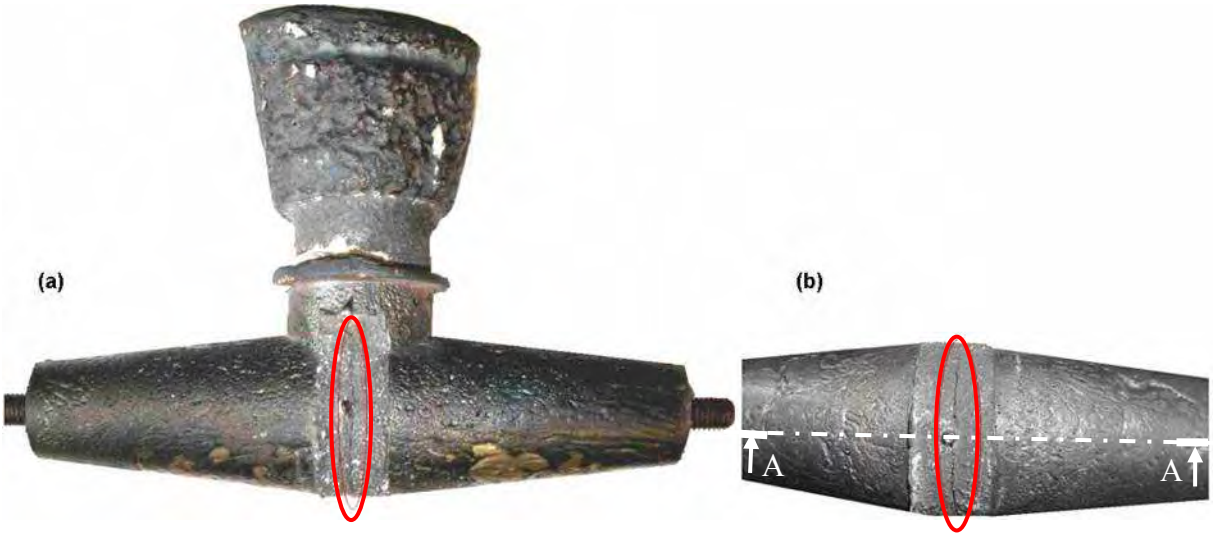


Figure 66 : Localisation des fissures en configuration 'Insert réfractaire' (cas de la coulée n°5).

(a) : Vue de face, (b) : vue de dessous

IV.2.2.2 Analyse des fissures

Les lopins ont été découpés dans le plan de symétrie longitudinal (A-A), schématisé par un trait mixte en Figure 66(b). Une fois cette étape de prélèvement effectuée, la surface de l'échantillon a été préparée par polissage mécanique (jusqu'au feutre dont la granulométrie de la pâte diamant est de1μm) et attaque au réactif 'De Sy'. Les observations de la microstructure ainsi que des fissures éventuelles, ont majoritairement été effectuées dans le plan A-A de la pièce.

Ces analyses ont montré la présence d'une zone colonnaire marquée –pouvant aller jusqu'à 10mm à l'intérieur de la pièce– dans la zone du point chaud. La différence avec les coulées effectuées avec insert acier se situe au niveau de la taille de la microstructure dans cette zone sous-surface comme en atteste la Figure 67.

(a) (b)

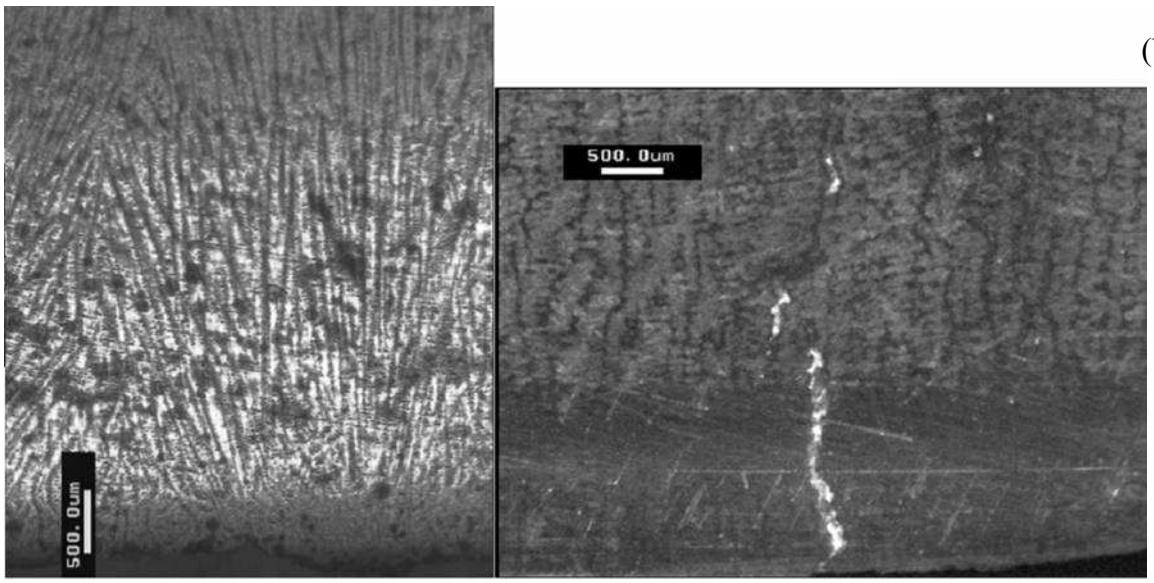


Figure 67 : Observation de la microstructure en zone sous-surface d'un lopin (coupe A-A).

(a) Cas d'une coulée avec un insert 'Acier' (40CMD8, coulée n°9).
(b) Cas d'une coulée avec un insert 'Réfractaire type 1' (40CMD8, coulée n°4).

Ces observations confirment qu'il s'agit bien de fissures à chaud. En effet, les fissures sont interdendritiques dans la zone sous-surface de la pièce (Figure 67(b), Figure 68) ; celles-ci se sont ouvertes selon la direction de croissance des dendrites colonnaires. Les analyses chimiques EDX montrent une ségrégation importante du soufre dans les zones interdendritiques.

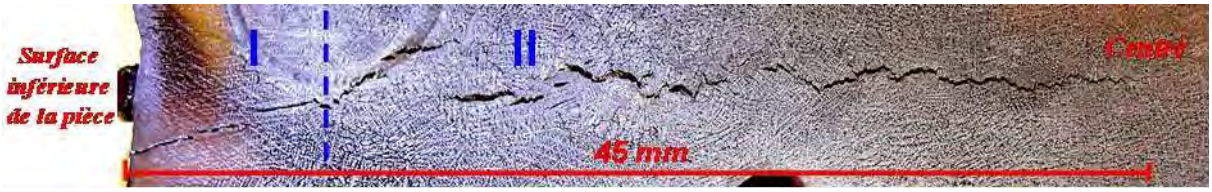


Figure 68 : Mise en évidence de la microstructure aux environs de la fissure (macrographie), coupe A-A. (40CMD8, coulée n°4).

L'analyse du faciès de rupture des échantillons a permis de mettre en évidence la morphologie des fissures. Cela nous a confirmé le caractère interdendritique de la rupture, principalement dans la zone sous-surface de la pièce (zone I de la Figure 68, ellipses noires et violettes de la Figure 70). La fissure est donc bien due à un écartement excessif entre deux bras de dendrites, comme illustré en Figure 69, puisqu'aucune trace de déformation du solide n'a été observée dans cette zone.

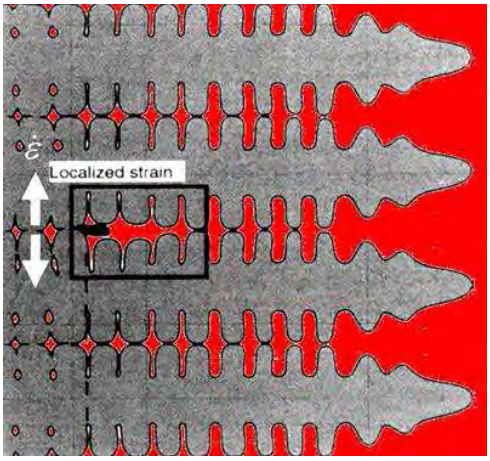


Figure 69 : Schéma de formation d'une fissure entre des dendrites colonnaires (la phase solide est représentée en gris, et la phase liquide en rouge), d'après [Rappaz, 1999]

La zone II de la Figure 68 est le lieu où la fissure se propage ; il n'y a dans cette zone aucune orientation privilégiée de la microstructure en rapport avec la position de la fissure. Ici l'aspect de la fissure est relativement tortueux. On peut donc supposer que la fissure ait cheminé à travers la microstructure dans le but d'emprunter le chemin le plus favorable : c'est généralement dans cette zone que l'on note la présence de traces de déformation du squelette solide (cf. ellipses vertes de la Figure 70). Dans cette zone, le faciès est encore dendritique mais en alternance avec des traces de déformation ductile (traces de déformation du solide et de décohésion entre grains). Ces aspects –plus ou moins marqués suivant les coulées– sont caractéristiques de la fissuration à chaud et dépendent de la fraction de solide à laquelle survient la rupture ([Grasso, 2004]). Plus la solidification est avancée et plus on observera de traces de déformation du solide (rupture de ponts solides) avec un faciès dendritique lisse et des traces de décohésion entre grains. A l'inverse, on obtient des faciès dendritiques prononcés pour des fractions de solides plus faibles[9] ([Fabregue, 2004], [Ludwig, 2004]).

Ces constatations permettent donc d'imaginer un scénario d'apparition de la fissure : la phase de germination de la fissure serait donc aux environs de la surface (étirement excessif du film liquide), puis s'ensuivrait une phase de propagation dans les zones plus à cœur (déformation et rupture de l'armature solide). Comme nous le verrons dans le chapitre suivant, ces analyses peuvent être corroborées avec les résultats des simulations thermomécaniques qui donnent, au cours de la solidification, des déformations maximales en zone sous-surface et des contraintes maximales à cœur.

La coulée 11 présente des traces de déformation du solide beaucoup plus marquées et plus proches de la surface que celles observées pour les coulées précédentes. Ceci peut être interprété par la différence de microstructure développée au cours de la solidification. En effet, la zone colonnaire est extrêmement limitée dans le cas du lopin n°11 ; la microstructure en zone sous-surface n'a donc pas favorisé la propagation de la fissure. La crique s'est donc ouverte en surface du lopin grâce à une microstructure favorable (comme illustré en Figure 69), puis, compte tenu d'évolutions thermiques ici aussi favorables, la fissure a continué à progresser dans la pièce par des mécanismes de rupture de –nombreux– ponts solides.

[9] C'est-à-dire pour des valeurs typiquement inférieures à 0.94 dans le cas d'alliages d'aluminium

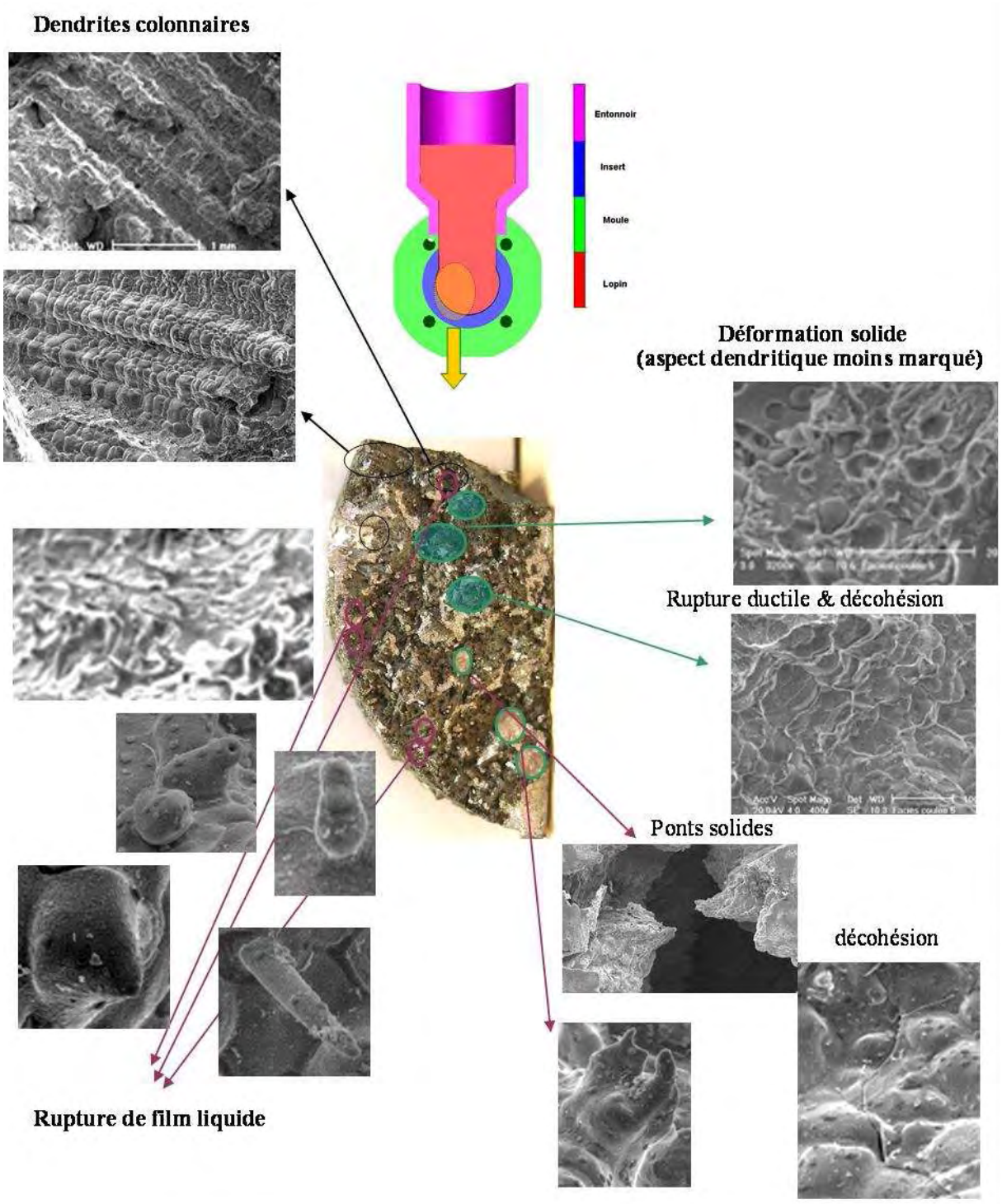


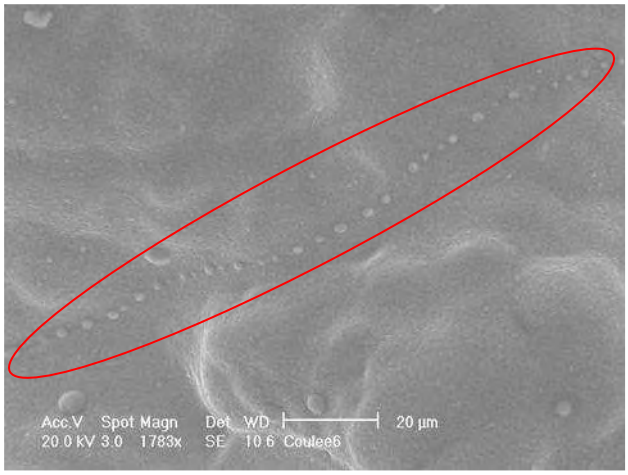
Figure 70 : Aspects caractéristiques du faciès de rupture des fissures à chaud.

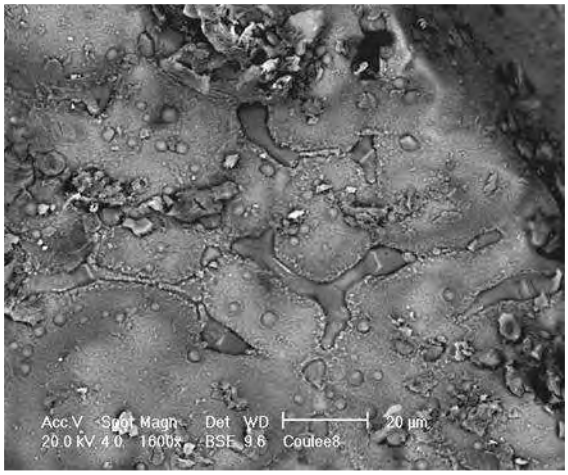
Section transverse du lopin, l'ellipse orange représente la zone où la fissure a été prélevée (coulée n°5).

Lors de certaines coulées, on observe sur le faciès de rupture, de nombreuses traces d'inclusions et de très fines gouttelettes (Figure 71). Des analyses E.D.X. ont été effectuées avec le MEB afin de déterminer localement la composition chimique. Vu l'aspect vallonné du faciès de rupture, les résultats sont d'ordre qualitatif. Ces résultats laissent apparaître qu'il s'agirait, pour les inclusions, de précipités (Fe,Mn)S. Ces précipités se sont formés en fin de solidification : le soufre a été piégé par le manganèse et permet ainsi d'éviter des températures de fin de solidification trop basses. Les analyses font aussi apparaître des fortes proportions de chrome et de silicium. En ce qui concerne les gouttelettes, la composition de la nuance est globalement respectée, à part pour le silicium et le soufre présents en plus grandes proportions (de l'ordre de 0,3 %). Cette tendance sur le soufre a été observée sur les pics qui pourraient résulter de

l'étirement excessif du liquide. Ces observations sont bien sûr des tendances envisageables, car d'une part cette méthode (EDX) n'est pas la plus adéquate pour mesurer la composition chimique et d'autre part les mesures peuvent être énormément perturbées par les creux et les bosses du faciès de rupture. Ces gouttelettes ne semblent pas être de la pollution car il n'y a pas de différence notable de composition chimique avec la nuance. Il est donc envisageable qu'elles résultent d'une réorganisation du film de liquide résiduel, lors de l'ouverture de la fissure, en fines gouttelettes.

(a)





(b)

Figure 71 : Observation au MEB du faciès de rupture (40CMD8, coulées n°6 et 8)

(a) Présence d'un chapelet de gouttelettes sur le faciès de rupture (l'ellipse le met en évidence).
(b) Inclusions probablement de (Fe, Mn)S.

IV.2.3 Configuration 'insert réfractaire + toile réfractaire'

La présence des bulles d'air emprisonnées nous a amenés à utiliser un nouveau matériau pour l'insert central. Nous sommes parvenus à résoudre ce problème et, d'autre part, à appliquer de nouvelles conditions de solidification. L'insert est ici réalisé en maçonnerie (insert réfractaire de 'type 2'). La configuration de solidification décrite dans ce paragraphe est globalement celle illustrée par la Figure 54. Les coulées décrites dans ce paragraphe ont été effectuées en recouvrant l'insert réfractaire de toile réfractaire sur environ 80 mm de longueur comme illustré en Figure 72 et Figure 51.



Figure 72 : Vue du dessous d'une pièce coulée en configuration 'Insert réfractaire + toile réfractaire'. La toile réfractaire est disposée sur les 2/5 de la longueur totale de la pièce. (40CMD8, coulée n°17).

L'utilisation additionnelle de toile réfractaire a fait apparaître des risques de formation de fissures dans deux zones distinctes du lopin. Outre la présence de fissures dans la même zone que pour la famille précédente (i.e. au centre du lopin), on observe cette fois-ci la localisation de certaines criques –que l'ont peut qualifier de 'désaxées'– hors du plan de symétrie transversal de la pièce (Figure 73).

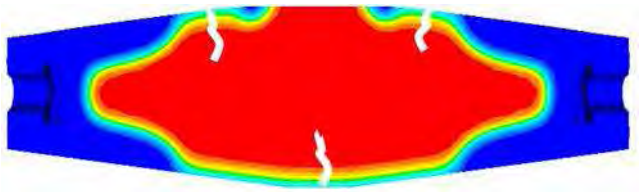


Figure 73 : Schéma illustrant la localisation des fissures observée sur cette famille de coulées dans le plan de coupe A-A (les fissures sont représentées en blanc)

Ces tendances sont plus ou moins accentuées selon les coulées. Cela peut venir du fait que différents paramètres procédé ont été adoptés à l'intérieur de cette famille d'essais (Tableau 13).

	Nature du 'poteyage'	Refroidissement des nez
Coulée 13	Toile réfractaire sur (2/5) de la longueur	Oui
Coulée 14	Toile réfractaire (2/5) + 2 épaisseurs	Oui
Coulée 15	Toile réfractaire (2/5) + 1 épaisseur	Oui
Coulée 16	Toile réfractaire (2/5) + 1 épaisseur	Non
Coulée 17	Toile réfractaire (2/5) + 1 épaisseur	Non

Tableau 13 : Paramètres procédé différentiant les coulées effectuées en configuration 'insert réfractaire + toile réfractaire'

L'analyse des lopins a montré que ces coulées ont abouti à des fissures moins prononcées que dans le cas de la famille précédente des configurations 'Insert réfractaire'. Ces fissures sont généralement fines et se propagent peu à l'intérieur de la pièce. On constate même des fissures ne débouchant pas en surface. La peau présente localement dans ces zones un aspect plus lisse (Figure 74(a)) et/ou en forme de vallée qui serait dû à un éventuel effondrement de la surface provoqué par une initiation sous cutanée de la fissure. Ces analyses ont, une nouvelle fois,

démontré l'aspect 'propagation interdendritique' des fissures avec des traces de reliquats de liquide et la présence d'inclusions de type MnS sur leurs parois.

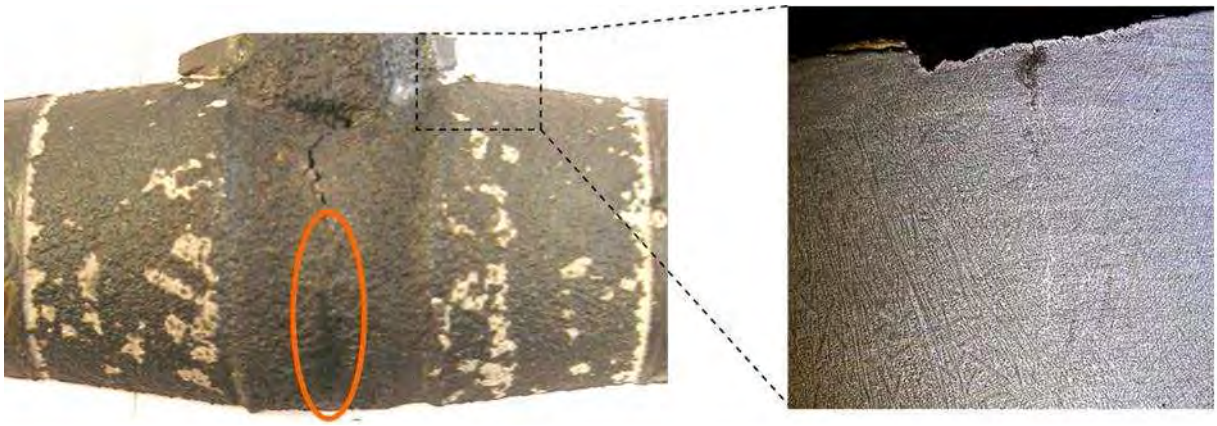


Figure 74 : Aspect caractéristique des fissures obtenues en configuration 'Insert réfractaire + toile réfractaire' (40CMD8, coulée n°14). (a) Fissure centrale, (b) fissure dite désaxée (échantillon prélevé dans la zone repérée par le rectangle)

On note d'une manière générale que, aux environs de la fissure centrale, la zone colonnaire est bien moins marquée pour ces pièces que pour celles réalisées en configuration 'Insert réfractaire'. Il est donc logique, si l'on tient compte uniquement de la microstructure, que les fissures se soient plus propagées dans une structure colonnaire (comme c'est le cas de la famille précédente) que dans une structure de pièce plutôt fine et équiaxe (comme c'est le cas ici). En effet, [Novikov, 1966] a mis en évidence que la transition d'une structure colonnaire à une structure equiaxe pouvait considérablement diminuer la ductilité dans l'intervalle de fragilité de l'alliage. Cela peut être interprété par le fait qu'une microstructure fine favorise une meilleure accommodation des déformations par glissements aux joints de grains.

On observe en partie centrale de la pièce et pour la majorité de ces coulées, la présence de veines ségrégées que l'on peut aisément apparenter à des fissures (Figure 75).

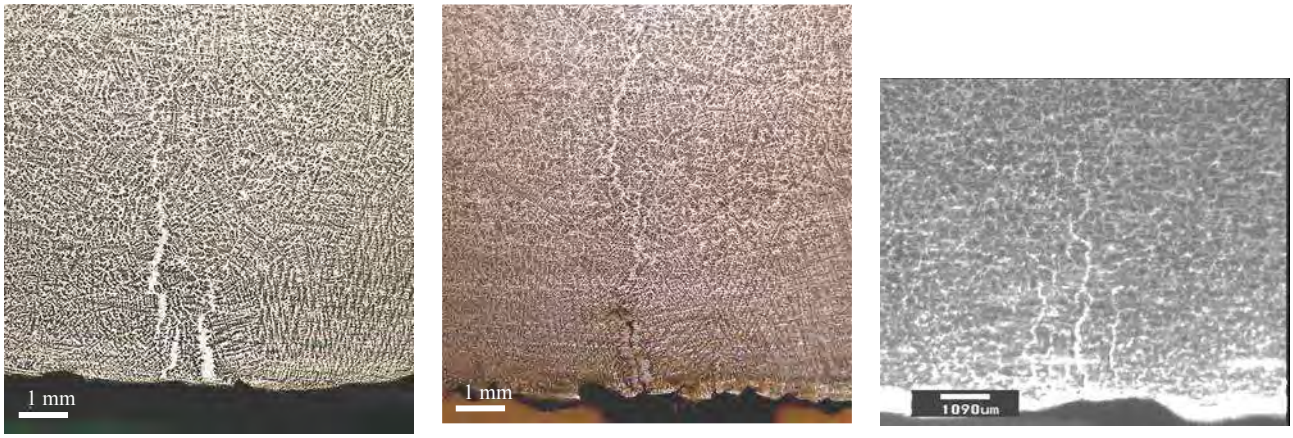


Figure 75 : Observations caractéristiques effectuées sur les échantillons coulées effectuées en configuration 'insert réfractaire + toile réfractaire'

(Coulées 14, 15 et 17)

Les analyses E.D.X. confirment que la ségrégation des éléments S, Cr et P est bien plus importante dans ces veines ségrégées que dans tous les autres espaces interdendritiques. Ces analyses ont mis en évidence la présence de nombreux précipités MnS (Figure 76) et confirment qu'il s'agit bien de fissures à chaud qui se sont ouvertes lors de la solidification du lopin, mais dont le 'vide' créé a ensuite été comblé par un écoulement de liquide ségrégé. Ces observations sont très comparables à celles effectuées par [Pierer, 2007]. Il s'agit donc bien de fissures que

l'on qualifie de 'réalimentées' car il n'y a pas discontinuité de matière de part et d'autre du défaut. Il est possible que ce soit la toile réfractaire qui soit directement responsable de cette différence de morphologie de fissures[10] de par le type de microstructure généré (elle favorise une microstructure équiaxe) et de par le fait qu'elle permet d'augmenter localement le temps pendant lequel l'alliage reste liquide. En outre, il est possible que l'insert réfractaire de 'type 1' ait pu limiter la réalimentation de la fissure par le liquide en participant à la formation de bulles de gaz.

(a)

(b)

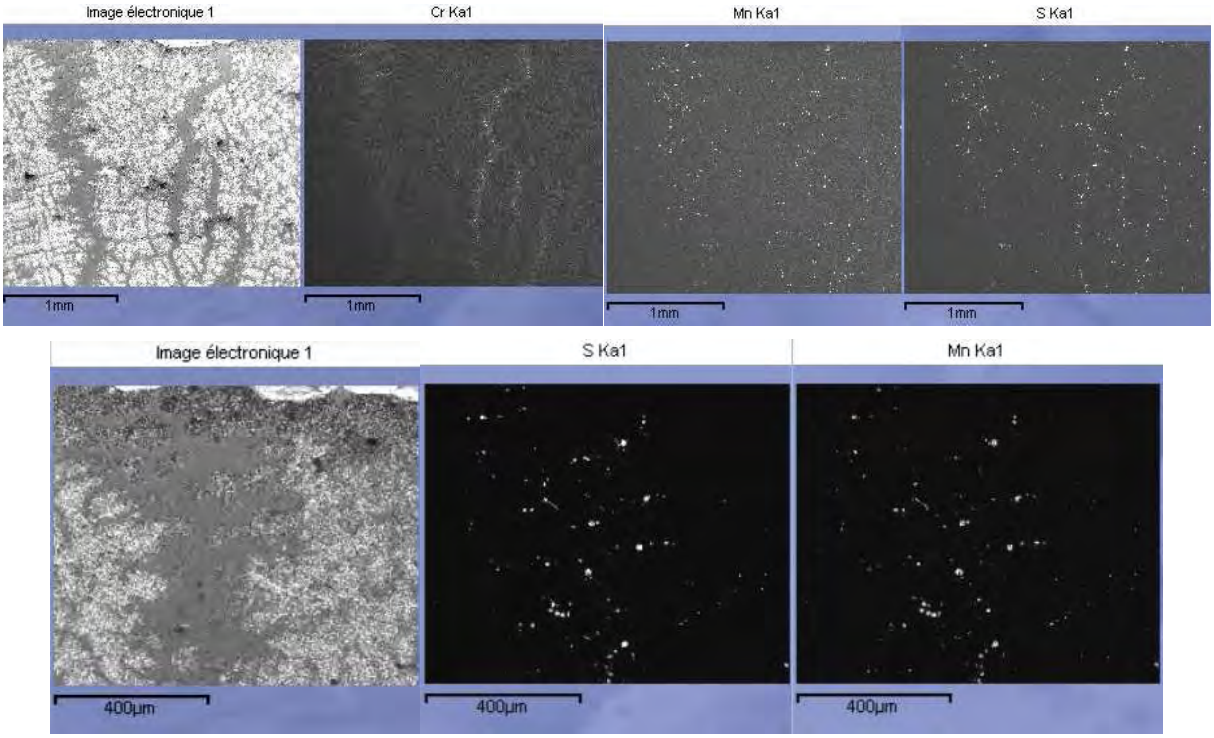


Figure 76 : Cartographies (EDX) de la concentration en Cr, Mn et S dans une fissure à chaud ségrégée et refermée (40CMD8, coulée n°14)

(a) Vue globale de la fissure
(b) Détail de la fissure
(Les figures de gauche sont des clichés MEB des zones analysées)

En modifiant les évolutions thermiques lors de la solidification du lopin, la toile réfractaire a bel et bien permis de faire apparaître de nouveaux lieux de présence de criques à chaud.

[10] Entre les fissures présentées ici et les fissures observées au paragraphe précédent.

IV.2.4 Configuration 'Insert acier + toile réfractaire'

La configuration de solidification décrite dans ce paragraphe est encore celle illustrée par la Figure 54. La différence avec la famille précédente se situe au niveau du matériau utilisé pour l'insert central. Les Figure 57(b) et Figure 57(d) du paragraphe 3.III.2.1 ont mis en lumière l'influence relative du matériau constitutif de l'insert (même recouvert de toile réfractaire) sur les évolutions thermiques du point chaud central.

IV.2.4.1 40CMD8

Les coulées 18 à 21 ont toutes été effectuées avec les mêmes paramètres procédé. On observe, que des fissures désaxées ; aucune fissure n'est apparue –à la différence de la configuration précédente– aux environs de l'insert. La localisation de ces fissures –qui sont plus ou moins prononcées suivant les coulées– a très bien été reproduite sur ces quatre coulées (Figure 77).

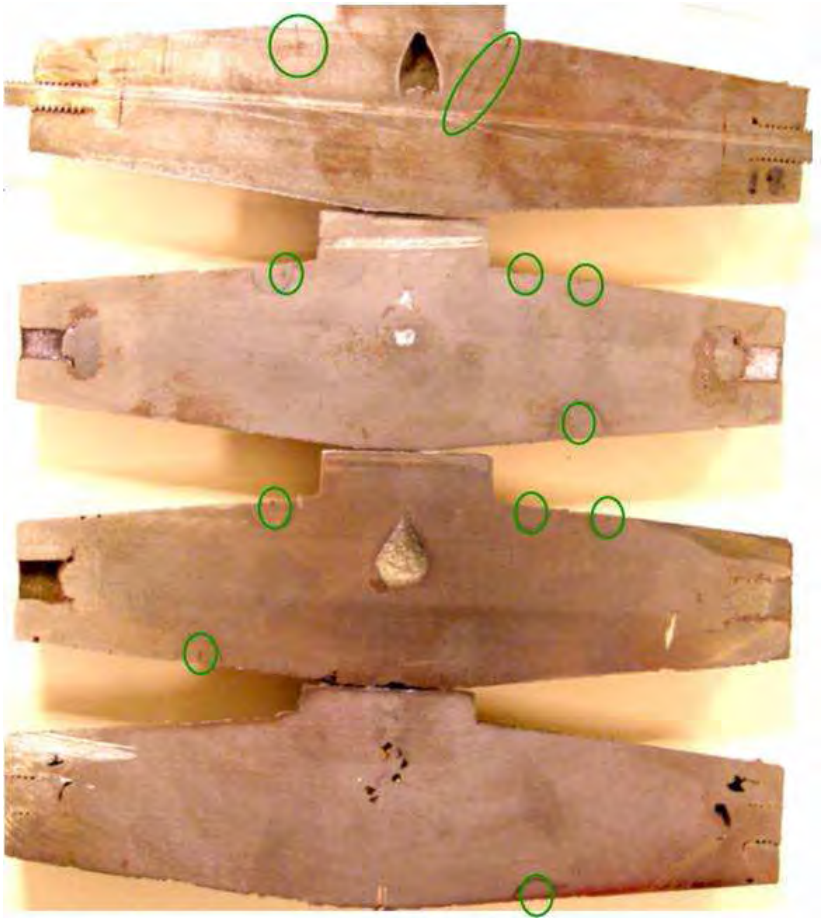


Figure 77 : Localisation des fissures sur quatre coulées identiques (coulées 18 à 21)

(Plan de coupe A-A, les ellipses vertes symbolisent la localisation des fissures 'désaxées')

Les fissures présentent une propagation interdendritique comparable aux fissures 'désaxées' observées lors de essais en configuration 'Insert réfractaire + toile réfractaire'. La coulée 18 a abouti à la pièce avec les fissures les plus prononcées ; la fissure principale s'est propagée vers l'intérieur de la pièce sur une longueur de plus de 20*mm* alors qu'elle ne s'est propagée que d'environ 5*mm* dans le cas des trois autres coulées. La déformation occasionnée à la matrice basaltique (Figure 78) pourrait laisser penser que le développement de la fissure a eu lieu à plus basse température que d'autres coulées. Il convient de noter que les fissures sont systématiquement présentes dans la partie supérieure de la pièce : la probabilité de fissure dans la partie inférieure reste plus faible. Ceci est probablement dû à l'influence du conduit d'alimentation joignant la masselotte.

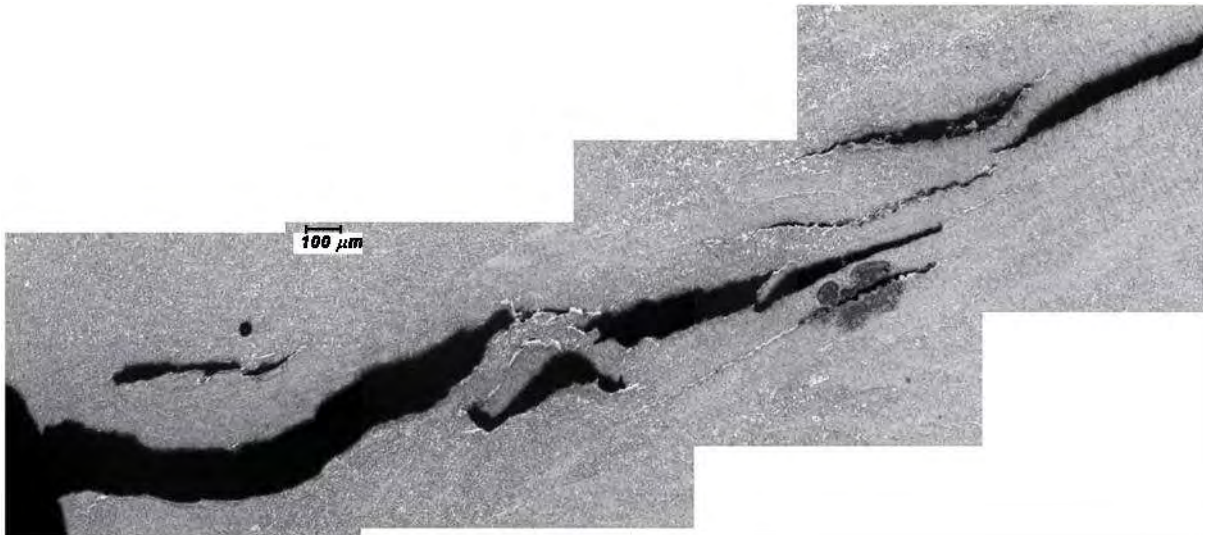


Figure 78 : Observation MEB de la fissure obtenue lors de la coulée 18

Le principal enseignement que l'on peut tirer de la comparaison entre cette famille de coulées (configuration 'Insert acier + toile réfractaire') et la famille précédente (configuration 'Insert réfractaire + toile réfractaire') se situe au niveau de la criquabilité en partie centrale du lopin. La microstructure des lopins étant très comparable entre ces deux familles, l'absence de fissures dans les parages de l'insert (configuration 'Insert acier + toile réfractaire') semble donc se justifier principalement par la différence d'évolution thermique constatée au niveau du point chaud central (thermocouples S_1 et S_2).

IV.2.4.2 100C6

A partir de la coulée n°22, les essais ont porté sur la nuance 100C6. Cette coulée 22 a été effectuée avec des paramètres procédé identiques aux coulées de la famille précédente (coulées 18 à 21). La 'criquabilité' de cet essai s'est révélée très comparable à celle observée sur les coulées de 40CMD8.

Les coulées suivantes (23 à 26) ont été réalisées en ayant recouvert l'insert central d'une épaisseur supplémentaire de toile réfractaire. Cette différence de thermique s'est avérée suffisante pour faire apparaître des fissures à chaud dans cette zone. On note donc sur ces coulées, la présence de fissures 'désaxées' et de fissures dans les environs de l'insert.

IV.3 Bilan

Le Tableau 14 résume les observations énoncées précédemment. L'essai s'avère discriminant car il génère –ou pas– des criques selon les configurations de solidification.

Configuration	Coulée	Nuance	fissure en partie centrale	Fissure désaxée
'Solidification homogène'	1	40CMD8		
"	2	"		
"	9	"		
"	10	"		
"	12	"		
'Insert réfractaire'	4	"	X	
"	5	"	X	
"	6	"	X	
"	8	"	X	
"	11	"	X	
'Insert réfractaire + toile'	13	"	X	X
"	14	"	X	X
"	15	"	X	X
"	17	"	X	X
'Insert acier + toile'	18	"		X
"	19	"		X
"	20	"		X
"	21	"		X
'Insert acier + toile'	22	100C6		X
"	23	"	X	X
"	24	"	X	X
"	25	"	X	X
"	26	"	X	X
"	27	"		X
"	28	"	X	X
"	29	"	X	X
"	30	"	X	X

Tableau 14 : Présence (case cochée) ou absence (case vide) de fissure(s) selon les configurations testées

La configuration d'essai a donc une influence au premier ordre sur l'initiation et la localisation des criques. Les résultats présentés dans le tableau ci-dessus offrent une vision binaire de l'essai (CRIQUE / NE CRIQUE PAS). Il s'agit d'un choix délibéré car dans l'état actuel des choses, cette étude s'intéresse uniquement à l'amorçage du défaut. Cette analyse a donc eu pour objectif de mettre en valeur un risque de formation de criques à chaud en dissociant les coulées ayant abouti à des pièces saines des coulées ayant généré des défauts. Nous avons donc reporté comme 'fissuré', les cas ayant donné lieu à de minuscules fissures. Cette classification ne permet donc pas de dissocier les fissures extrêmement marquées des fissures à peine discernables.

Certaines coulées (3, 7, 16) ont été retirées du tableau car la qualité de la pièce n'a pas été jugée suffisamment satisfaisante (problème de remplissage). Il convient de noter qu'aucune épaisseur supplémentaire de toile réfractaire n'a été utilisée pour les coulées 22 et 27, contrairement aux autres coulées de 100C6.

Sur le dispositif *Crickacier,* il s'est avéré difficile de concilier conjointement une microstructure (zone colonnaire bien marquée) et une thermique (temps passé localement dans l'intervalle de fragilité de l'alliage) qui soient favorables à la formation de criques, comme en atteste les différences de morphologies observées entre les fissures centrales des familles 'Insert réfractaire' et 'Insert réfractaire + toile'.

D'une manière générale, nos observations se rapprochent tout à fait de celles réalisées par [Decultieux, 1996] qui distingue une phase d'amorçage d'une phase de propagation à l'échelle des dendrites. L'initiation se produirait, en effet, par rupture fragile des films interdendritiques (création de microfissures), tandis que la propagation dépendrait du type de dendrites, de leur taille et de leur orientation…, faisant intervenir suivant les cas la rupture du solide cohérent. D'autre part, nous avons de la même manière, constaté que les fissures se sont généralement plus propagées dans les zones présentant des tailles de dendrites importantes.

V. Discussion

V.1 Reproductibilité

L'objectif de cette partie est d'évaluer la reproductibilité de l'essai, de cerner les différentes origines de la non répétabilité. Ceci nous aidera à mieux définir les limites actuelles du dispositif, à moduler les conclusions que nous pouvons en tirer et à dégager des perspectives d'évolution et d'amélioration.

V.1.1 Reproductibilité chimique

L'essai *Crickacier* a eu pour objectif de tester la 'criquabilité' de diverses configurations de solidification. En effet, nous avons vu que la composition chimique a une importance considérable sur le risque de formation de fissures. Il est alors primordial de bien maîtriser la composition chimique lorsque l'on coule une nuance, afin de se concentrer –toutes choses égales par ailleurs– l'influence seule des paramètres 'procédé'.

V.1.1.1 40CMD8

Les analyses chimiques réalisées par Aubert et Duval sur les lopins de 40CMD8 (effectuées dans partie utile de l'éprouvette dans le plan de symétrie longitudinal) ont mis en évidence que le process n'était pas maîtrisé du point de vue de la composition chimique de la nuance coulée (Tableau 15). Le terme 'Composition d'origine' se réfère à des mesures effectuées sur des échantillons qui n'ont pas été refondus, mais qui provenaient bien de la même série que ceux qui ont été fondus pour les besoins de l'étude.

Eléments	Composition d'origine (% massique)	Max.	Min.	Moy.
C	**0,38**	0,39	**0,26**	**0,30**
Si	**0,30**	0,36	**0,14**	0,27
Mn	**1,46**	1,48	**0,78**	**1,02**
S	**0,02**	**0,06**	0,02	0,03
P	**0,01**	0,01	0,01	0,01
Ni	**0,28**	0,22	0,13	0,18
Cr	**1,88**	1,95	1,78	1,87
Mo	**0,18**	0,18	0,15	0,17
Al	**0,01**	0,00	0,00	0,00
Co	**0,01**	0,02	0,01	0,01
As	**0,01**	0,02	0,01	0,02
Sn	**0,01**	0,02	0,01	0,01
N2	**0,00**	0,01	0,01	0,01

Tableau 15: Analyse globale de la composition chimique des différentes coulées

Il faut cependant souligner le fait que, globalement, seul un nombre restreint de coulées où le process était en phase d'amélioration (coulées 3 et 4) s'est révélé avoir une composition clairement aberrante sur des éléments importants. Ces deux coulées n'ont donc pas été prises en compte lors du calcul des valeurs minimales, moyenne et maximales reflétant le spectre de composition chimique des lopins coulés (la coulée 3 ayant d'ailleurs donné lieu à une pièce non satisfaisante).

L'analyse chimique des coulées de la configuration 'Insert acier + toile réfractaire', qui ont toutes été effectuées avec des paramètres procédé identiques, est donnée au Tableau 16. On constate que l'augmentation du débit d'argon –réalisée à partir de la coulée 19– semble avoir

permis de limiter la perte du carbone. La composition chimique de la 'nuance coulée' a, en effet, bien été reproduite sur les coulées suivantes (19, 20 et 21) bien qu'il ne s'agisse pas de la nuance d'origine. On observe cependant des pertes relativement importantes en carbone et manganèse. La composition en soufre est globalement reproduite mais elle est bien supérieure à la composition d'origine. La composition en phosphore est quant à elle respectée. Concernant les éléments qui influencent moins la fissuration à chaud, il apparaît que le pourcentage de silicium n'est, lui non plus, pas reproduit d'une coulée à l'autre ; le pourcentage de nickel reste globalement bien inférieur à la normale. Au total, les coulées 19 à 21 sont donc très comparables d'un point de vue chimique, thermique et 'criquabilité'.

Éléments (% massique)	Composition d'origine 40CMD8	Coulées 18	19	20	21
C	**0,38**	**0,264**	0,318	0,326	0,340
Si	0,30	0,138	0,358	0,334	0,317
Mn	1,46	**0,782**	1,17	1,080	1,30
S	0,02	0,057	0,058	0,052	0,057
P	0,01	0,012	0,012	0,012	0,012
Ni	0,28	0,128	0,126	0,137	0,127
Cr	1,88	1,78	1,83	1,82	1,83
Mo	0,18	0,152	0,151	0,155	0,150
Al	0,01	<0,0030	<0,0030	0,0037	<0,0030
Co	0,01	0,012	0,012	0,012	0,012
As	0,01	0,0070	0,0071	0,0092	0,0072
Sn	0,01	0,0074	0,0074	0,0089	0,0076
N2	0,00	0,0092	0,0092	0,011	0,0095

Tableau 16 : Analyse de composition chimique sur quatre coulées à mêmes paramètres procédé ('insert acier + toile réfractaire')

Les cases jaunes renvoient aux éléments influençant la sensibilité à la fissuration ;

Les cases bleues renvoient aux éléments ayant peu ou pas d'influence et dont la composition n'est pas du tout respectée

V.1.1.2 100C6

Les analyses chimiques effectuées sur les lopins de 100C6 dans des conditions thermiques identiques sont données dans le Tableau 17. On s'aperçoit que la 'composition chimique de la nuance coulée' est plus proche de la 'composition d'origine' dans le cas du 100C6. Ainsi, on a obtenu un meilleur rendement sur les pourcentages de carbone et de manganèse. Les coulées 23 à 26 ont été réalisées –comme toutes les coulées précédentes– sous simple inertage du bain à l'argon ; les coulées (28, 29 et 30) ont par contre été effectuées dans l'enceinte à atmosphère contrôlée du CREAS. Si l'on compare ces deux familles de coulées, on s'aperçoit que l'enceinte à atmosphère contrôlée n'a pas forcement permis de mieux maîtriser le rendement en carbone. Par contre, on ne retrouve pas sur ces coulées, l'excédent de silicium que l'on subissait sur les coulées du CEMEF. Sur les coulées 29 et 30, on a volontairement augmenté le pourcentage de soufre à 0,02% afin de tester l'influence de la nuance coulée sur la 'criquabilité' obtenue sur une configuration d'essai figée ; les mêmes paramètres procédé ont, en effet, été adoptés pour les coulées (28, 29 et 30).

Eléments (% massique)	Composition d'origine 100C6	Coulées effectuées au CEMEF				Coulées effectuées au CREAS		
		23	24	25	26	28	29	30
C	1,02	1,02	1,00	0,93	1,24	0,75	0,88	0,92
Si	0,23	0,37	0,35	0,34	0,45	0,23	0,23	0,23
Mn	0,31	0,28	0,28	0,27	0,29	0,27	0,28	0,28
S	0,006	0,004	0,004	0,004	0,005	0,003	**0,021**	**0,019**
P	0,008	0,007	0,007	0,007	0,008	0,006	0,007	0,007
Ni	0,08	0,09	0,09	0,09	0,09	0,09	0,09	0,09
Cr	1,38	1,34	1,35	1,31	1,38	1,34	1,36	1,38
Mo	0,03	0,03	0,03	0,03	0,03	0,04	0,03	0,03

Tableau 17 : Analyse de composition chimique de coulées identiques effectuées au CEMEF et au CREAS

Les cases jaunes renvoient aux éléments influençant la sensibilité à la fissuration

Les cases bleues renvoient aux éléments ayant peu ou pas d'influence et dont la composition n'est pas du tout respectée

Au final, on a réussi, au fur et à mesure des coulées, à progressivement améliorer la qualité d'un point de vue 'composition chimique' des lopins. Pour aller dans ce sens, un certain nombre d'essais ont été nécessaires et ont donc abouti à des pièces présentant des compositions chimiques non satisfaisantes. Ces derniers ont, tout de même, permis de dégager les tendances fortes présentées dans le paragraphe 3.IV.2.

V.1.2 Reproductibilité thermique

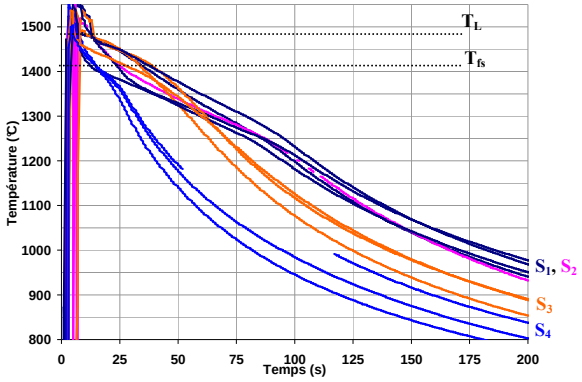
Diverses coulées ont été réalisées avec les mêmes paramètres procédé afin de valider la reproductibilité des essais *Crickacier*. Cette condition de reproductibilité est très importante car, une fois ces enregistrements thermiques validés, on pourra alors caler la simulation numérique sur ces évolutions thermiques en déterminant les conditions aux limites adéquates.

Trois familles d'essais ont été mises en œuvre : une sur la nuance 40CMD8 (coulées 18 à 21) et deux sur la nuance 100C6 (coulées 23 à 26, puis 28 à 30). La première famille de coulée de 100C6 (coulées 23 à 26) a été réalisée au CEMEF tandis que la seconde (coulées 28 à 30) a été réalisée dans l'enceinte du CREAS. La différence principale entre ces deux familles vient de la température de préchauffage du moule et de la composition chimique.

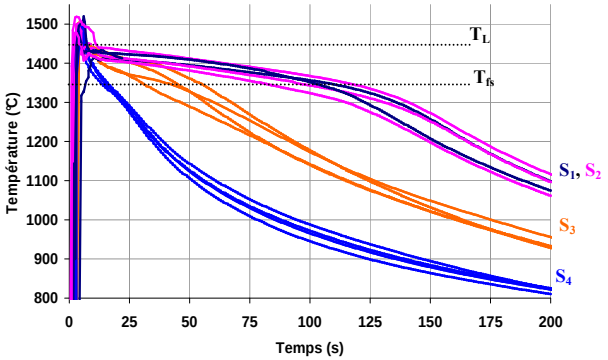
V.1.2.1 Température du lopin

L'évolution des températures enregistrées par les 4 thermocouples S est donnée en Figure 79. Tout d'abord, on s'aperçoit qu'il est assez difficile de reproduire les mêmes évolutions d'une coulée à l'autre. On constate que l'on a des dispersions relativement importantes, et ce, principalement pour S_1 et S_2. Ces résultats ont été obtenus à l'issue d'étapes d'améliorations successives du procédé qui ont eu pour objectif de garantir moins de variabilité sur différents paramètres (surchauffe, temps de remplissage, hauteur de la masselotte…).

(a)



(b)



(c)

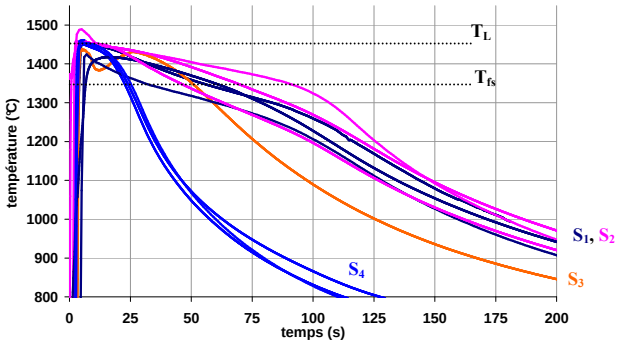


Figure 79 : Evolution de la température dans la pièce en fonction du temps (cas de coulées identiques)

(a) 40CMD8 : coulées 18 à 21

(b) 100C6 : coulées 23 à 26 (CEMEF)

(c) 100C6 : coulées 28 à 30 (CREAS)

Les très hautes températures (1500°C et au-delà) ajoutées aux brusques variations de température subies lors des étapes de remplissage du moule et de solidification de la pièce (faible inertie thermique du lopin) rendent ce type de mesure délicat. Une étude sur l'influence de la surchauffe a montré que, même avec une surchauffe importante (e.g. 160°C), on ne pouvait pas empêcher une chute brutale de température aux premiers instants. D'autre part, la différence de surchauffe n'était pas capable, à elle seule, d'expliquer les différences observées d'une coulée à l'autre. Les Figure 79(a), (b) et (c) démontrent donc que l'on arrive à obtenir des résultats fidèles et cohérents mais qu'il est difficile de descendre en deçà d'une certaine dispersion. Ce travail a permis de détecter les éventuelles réponses aléatoires des thermocouples dues par exemple à la 'formation' d'un nouveau point de mesure dans une autre zone du thermocouple.

Le point de mesure des thermocouples est localisé dans des zones où il existe de très forts gradients. C'est principalement le cas pour les thermocouples S_1 et S_2, malgré cela on constate que généralement, sur une même coulée, les thermocouples S_1 et S_2 donnent des évolutions extrêmement proches. Ces résultats logiques (voir l'analyse qui a été faite de la Figure 56) et prévisibles[11] permettent donc de conclure que les différences constatées d'une coulée à l'autre ne sont donc pas majoritairement dues à un problème de mesure. Du fait de sa très faible inertie thermique, le dispositif *Crickacier* implique donc une part de variabilité que l'on peut seulement limiter, jusqu'à un certain point.

Ces résultats démontrent donc qu'il est possible d'obtenir des essais reproductibles sur le dispositif *Crickacier*. Ce travail a permis d'obtenir des tendances fortes sur les évolutions thermiques du lopin dans le cas de ces trois familles de coulées (Coulées {18, 19, 20, 21}, {23,

[11] Les résultats des simulations numériques confirmeront les évolutions très comparables des thermocouples S_1 et S_2 dans le chapitre suivant.

24, 25, 26} et {28, 29, 30}). Ces évolutions thermiques cohérentes nous permettront par la suite, de simuler assez précisément ces trois familles d'essais.

Les vitesses de refroidissement du point chaud central (température donnée par les thermocouples S_1 et S_2) en fin de solidification sont d'environ 1 à 3°C/s. Ces valeurs sont globalement du même ordre de grandeur que celles rencontrées dans les procédés industriels. En ce sens, le dispositif *Crickacier* est bien représentatif des procédés industriels dans lesquels se rencontrent les fissures à chaud.

V.1.2.2 Température du moule

Les températures enregistrées par les thermocouples K sont rassemblées en Figure 80 dans le cas des coulées {18, 19, 20, 21} et {23, 24, 25, 26}. L'évolution donnée par le thermocouple K_7 n'apparaît pas car on a utilisé ce thermocouple pour réguler le moule à la température de 425°C (cf. paragraphe 3.II.1.2).

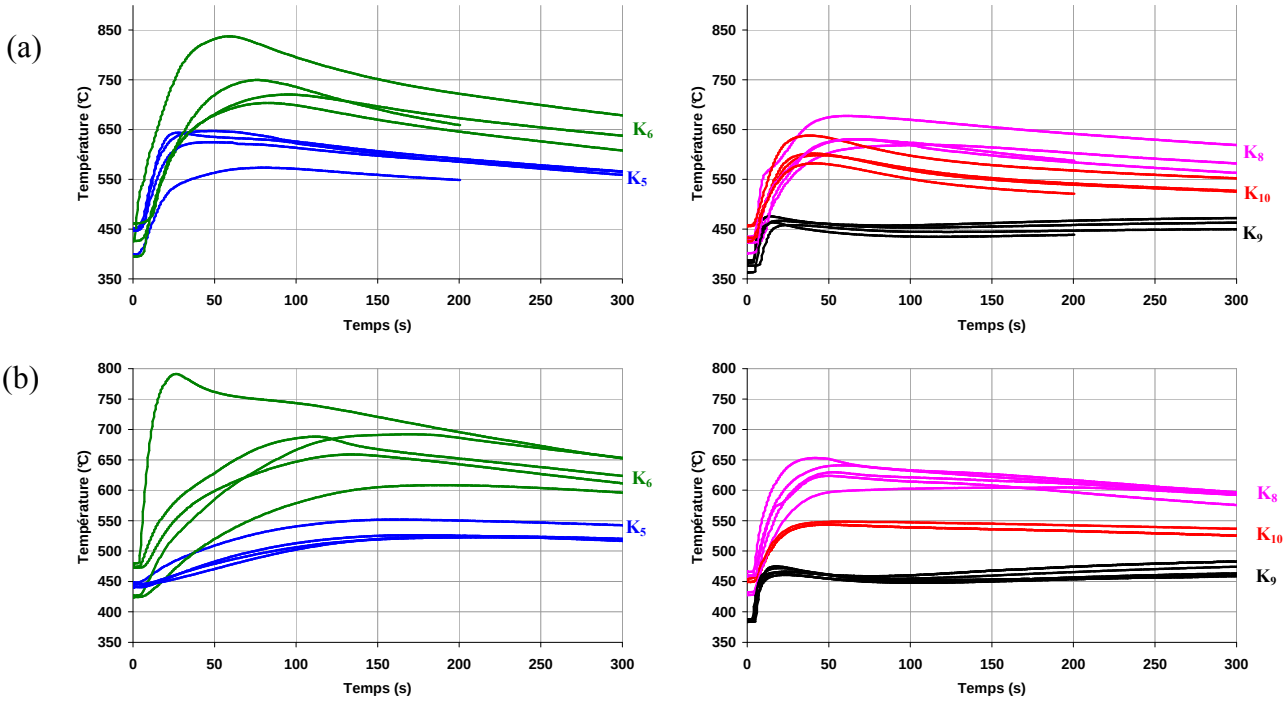


Figure 80 : Evolution de la température du moule en fonction du temps

(a) 40CMD8 : coulées 18 à 21

(b) 100C6 : coulées 23 à 26

Les évolutions thermiques dans le moule sont très comparables dans le cas du 40CMD8 et du 100C6 (Figure 80(a) et 31 (b)). Ici aussi, des tendances fortes se sont dégagées quant aux évolutions respectives des différents thermocouples. Les dispersions les plus importantes sont observées sur les thermocouples situés vers le centre du moule, donc dans des zones de très forts gradients (soit K_5 et surtout K_6 qui est situé proche du col de la masselotte). Une faible erreur sur la position du thermocouple, ou des différences sur le remplissage du moule ont alors une influence importante sur le résultat.

Pour les coulées réalisées dans l'enceinte à atmosphère contrôlée (coulées {28, 29, 30}), un seul thermocouple K a pu être utilisé, du fait du nombre de fils que l'on peut passer. Pour des raisons de montage, ce thermocouple n'a pu être placé en position K_5 ; nous l'avons alors disposé dans la même section comme illustré en Figure 81(a).

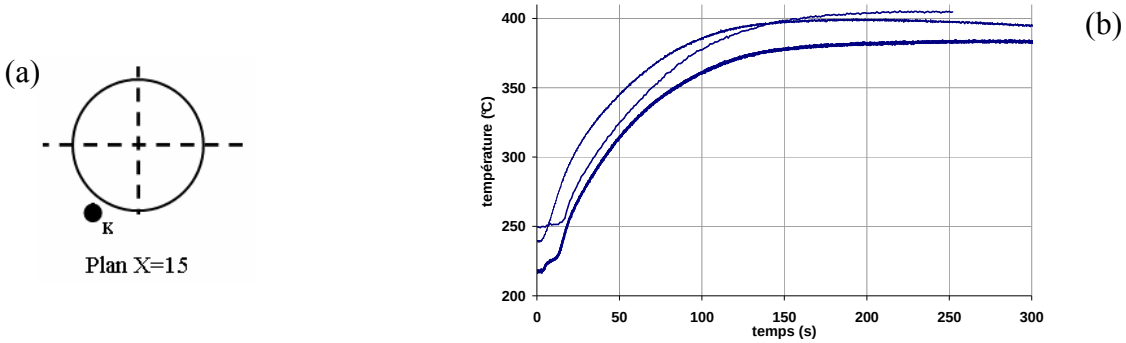


Figure 81 : (a) Disposition du thermocouple K sur les coulées 28 à 30 au CREAS.

(b) Evolution de la température donnée par le thermocouple K en fonction du temps

Pour ces coulées, le moule n'a pu être préchauffé par l'intermédiaire des cartouches chauffantes ; il s'est préchauffé dans l'enceinte au 'contact' de l'inducteur, par rayonnement de la charge et peut-être induction. La température de préchauffage du moule a pu être globalement reproduite pour ces trois essais (entre 225 et 250°C) bien qu'elle ne fut pas totalement maîtrisée. La nature de ce préchauffage fait qu'il est probable que la distribution de température dans la moule ait été hétérogène (en particulier dans des sections transverses du moule). Ces différences de préchauffage peuvent éventuellement expliquer les dispersions comparativement plus importantes sur ces coulées que sur celles effectuées au CEMEF (coulées 23 à 26).

D'une manière générale, les évolutions thermiques du moule sont cohérentes et permettront, par la suite, de 'caler' une simulation thermomécanique représentative de ces différentes familles d'essais.

V.1.3 Reproductibilité mécanique

L'évolution de la force qui s'exerce sur les ancrages des nez, lors de la solidification des lopins est donnée en Figure 82 dans le cas des coulées 23, 24 et 26. Il s'agit des coulées dont les évolutions thermiques ont été le mieux reproduites. Du fait de ces évolutions thermiques très proches, on obtient des courbes très comparables entre elles, particulièrement en début de solidification ; des différences plus nettes apparaissent à partir de 200*s*. Le fait que l'on parvienne à reproduire plusieurs fois la même mesure de force semble signifier que la mesure est valable (aux nombreux bruits près susceptibles de la perturber) : on ne mesure donc pas un artefact totalement aberrant.

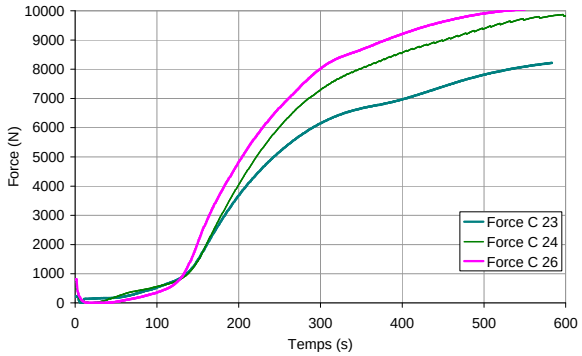


Figure 82 : Evolution de l'effort en fonction du temps pour des coulées identiques

(Coulées 23 à 26)

Le changement de pente qui apparaît à environ 150 s provient sûrement du fait qu'une croûte solide d'une épaisseur suffisante (environ 5 mm) s'est formée à cet instant en partie centrale du lopin (point chaud) ; à partir de là, l'effort peut donc être transmis par la partie corticale solide, l'augmentation de l'effort traduisant à la fois l'augmentation de l'épaisseur solidifiée et

l'augmentation de sa résistance (contrainte d'écoulement) avec la diminution locale de température.

Le fait que l'on ne soit pas parvenu à reproduire de telles évolutions lors des coulées 18 à 21, signifie que la thermique a une influence de premier ordre sur la courbe F(t). Il est cependant probable que cela ne soit pas uniquement la seule cause. Il est envisageable, par exemple, que le dispositif soit soumis à un problème d'arc-boutement du nez qui coulisse par rapport à l'alésage du moule. Ceci, ajouté à un éventuel frottement, peut donc perturber grandement la mesure ; la valeur mesurée serait le cas échant une sous-estimation de l'effort théoriquement développé lors de la solidification de la pièce. Notons qu'il est envisageable de modifier la géométrie du nez (rapport Longueur/Diamètre) afin de limiter au maximum les phénomènes d'arc-boutement.

Certaines évolutions se sont montrées intéressantes, mais il reste nécessaire de parvenir à reproduire plusieurs fois ces tendances afin de les valider. Par exemple, on observe une diminution de l'effort lors de l'ouverture supposée de la crique des coulées 18 et 19 (cf. Figure 83). D'après les enregistrements thermiques et mécaniques, si on considère que l'on a, à cet instant une zone corticale de 2,5 *mm* subissant le chargement de 200N, on obtient une contrainte d'environ 0,5 *MPa* (σ=F/S).

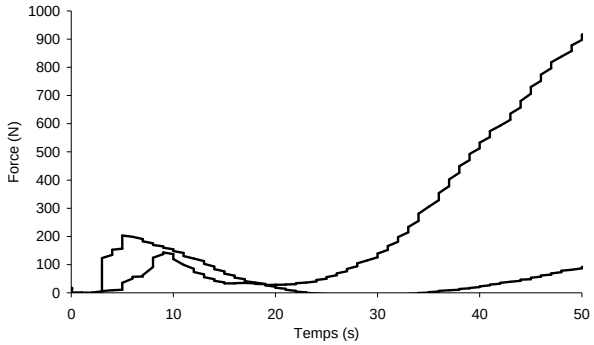


Figure 83 : Evolution de l'effort en fonction du temps lors des coulées 18 et 19

Ce niveau de contrainte reste tout de même assez faible, au vu de la littérature, pour justifier à coup sûr l'apparition de fissures. Cette valeur est cependant très proche de celle déterminée par [Decultieux, 1996] sur une éprouvette de type 'os de chien' de AU5GT. Il a justifié le fait que ce niveau de contrainte soit nettement plus faible que celui des contraintes d'écoulement déterminé sur des essais isothermes, par l'absence de jonction entre dendrites à forte désorientation qui survient lors de la solidification d'échantillons sous contrainte de traction.

V.1.4 Reproductibilité des défauts

Dans ce dernier paragraphe dédié à la reproductibilité, on s'intéresse aux coulées qui ont présenté des évolutions thermiques similaires (cf. paragraphe 3.V.1.2). On a vu au paragraphe 3.IV.3 que ces coulées ont permis de dégager des tendances fortes, aussi bien au niveau présence, qu'au niveau localisation des fissures. Etant donné que l'on s'intéresse uniquement à l'amorçage du défaut et non à sa dimension, on peut donc en conclure que le dispositif *Crickacier* offre une reproductibilité des défauts satisfaisante.

V.2 Influence de la nuance

La première coulée de 100C6 a été réalisée avec précisément les mêmes paramètres procédé que les coulées précédentes de 40CMD8 (coulées 18 à 21). On observe, pour ces deux nuances et dans cette configuration précise, une criquabilité comparable (développement de fissure 'désaxées'). Des différences de criquabilité ont cependant été observées entre ces coulées et les coulées suivantes de 100C6 (cf. Tableau 14, Figure 84). La présence de fissures au niveau de l'insert central, sur ces nouvelles coulées, peut être due à la différence d'épaisseur de toile réfractaire mise en œuvre dans cette zone (cf. Tableau 8).

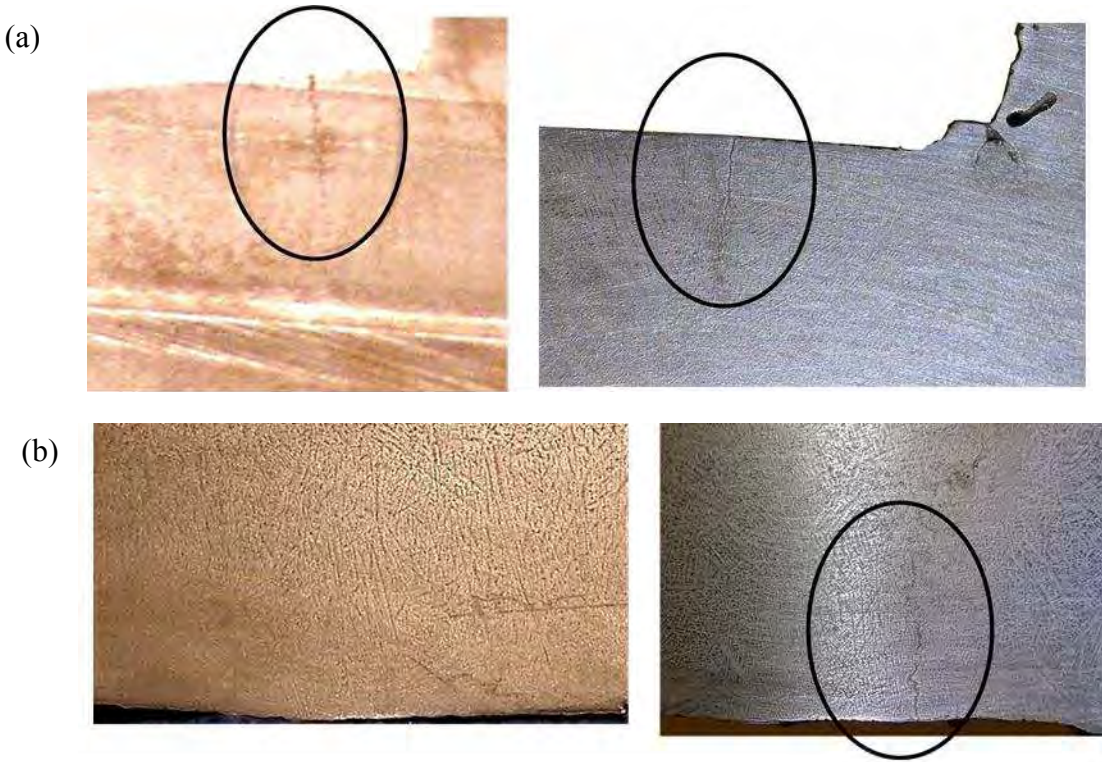


Figure 84 : Observation sur des lopins de 40CMD8 (figures de gauche) et de 100C6 (figures de droite), de :

(a) Fissures désaxées
(b) Fissure au niveau de l'insert central dans le cas du 100C6

La majorité des coulées ayant été effectuée avec des paramètres procédé sensiblement différents, il apparaît alors difficile de comparer plus précisément la criquabilité de ces deux nuances. Au vu des évolutions thermiques (cf. 3.III.3), il est logique que la majorité des coulées de 100C6 ait abouti à l'initiation de criques au centre du lopin. En effet, la vitesse de refroidissement du point chaud est bien plus faible pour ces coulées que pour celles de 40CMD8 (cf. Figure 61). [Olivier, 1976] décrit cette configuration comme étant favorable à la formation de criques au niveau du point chaud.

Nous nous sommes intéressés par la suite à tester un peu plus finement[12] la part d'influence de la composition chimique sur la réponse –en terme de criquabilité– du process. Pour cela, nous avons rajouté aux coulées 29 et 30 une quantité importante de soufre, alors que l'on a gardé la composition nominale pour la coulée 28 (cf. Tableau 17). Ainsi, les deux dernières coulées ont un pourcentage de soufre quatre à cinq fois plus important que la composition nominale du 100C6. Même si les lieux d'amorçage se sont révélés identiques, les criques ont été beaucoup plus sévères sur les nuances riches en soufre (cf. Figure 85).

[12] Lors des coulées dans l'enceinte à atmosphère contrôlée du CREAS

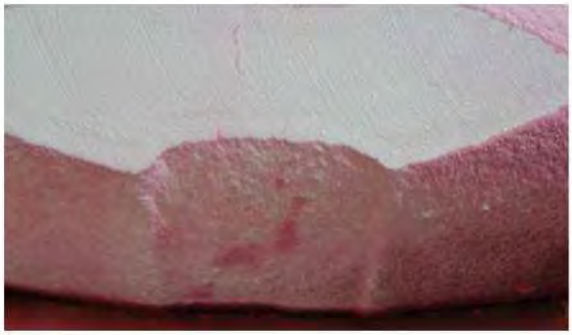
(a)   (b)

Figure 85 : Différences de criquabilité observées entre le lopin de composition nominale (a), et le lopin présentant un pourcentage de soufre élevé (b)

Les fissures sont uniquement cantonnées sur la peau du lopin n°28, alors qu'elles sont présentes sur une profondeur d'environ 7*mm* sur les lopins n°29 et 30 (cf. Figure 86). On note donc une influence de la nuance coulée sur la réponse du process. Il serait alors intéressant de mener une étude similaire sur une configuration qui ne crique pas pour la nuance 'nominale'. Cela permettrait de valider si le dispositif *Crickacier* s'avère discriminant quant à la susceptibilité relative à la concentration de certains éléments chimiques.

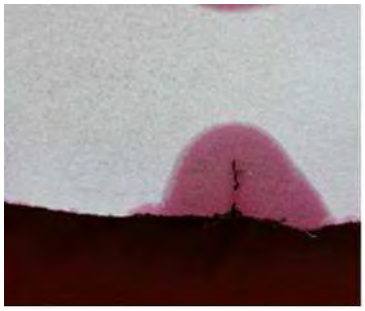
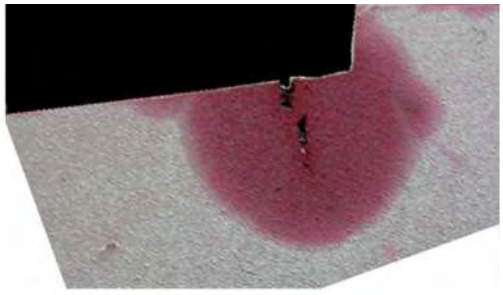
 

Figure 86 : Fissures observées sur les lopins présentant un pourcentage de soufre élevé (coulées 29 et 30)

VI. Conclusion

Ce chapitre a illustré la complexité à mettre en œuvre un tel dispositif expérimental destiné à l'étude de nuances d'acier. Compte tenu de la stratégie adoptée, seuls des essais de solidification contrariée (i.e. sans aucun chargement additionnel) ont été mis en œuvre. Un nombre conséquent d'essais a été nécessaire pour mettre au point l'essai et une procédure expérimentale. On a été confronté à un certain nombre de difficultés expérimentales (acquisition de la température, problèmes de variabilité…) inhérentes aux contraintes exprimées dans le chapitre précédent (couler de l'acier en chute, faible charge coulée…). Ainsi, nous n'avons pas pu descendre en dessous d'une certaine variabilité, que ce soit en termes d'évolution de température ou bien de composition chimique. Cette variabilité peut être liée à de nombreux facteurs (influence du remplissage, surchauffe effective, tenue des thermocouples…). Il a donc fallu, pour une configuration donnée, s'assurer de la qualité de la mesure en reproduisant plusieurs fois l'essai. Cette campagne expérimentale a donc nécessité du temps (conception, mise au point du dispositif, montage des essais…) et beaucoup de coulées car on subissait une 'perte au feu' importante (casse de thermocouples, détériorations du dispositif, qualité de lopins non satisfaisante…). Au final, même si la précision de ces essais n'est pas celle que l'on souhaiterait, les résultats s'avèrent tout de même exploitables. La campagne expérimentale a permis de faire apparaître un risque de formation de criques en fonction de la configuration de solidification. L'analyse de ces défauts a démontré qu'il s'agissait bien de fissures à chaud. Le dispositif Crickacier permet donc de faire apparaître dans un essai de laboratoire, des défauts similaires à ceux observés dans les procédés industriels (coulée continue, voie lingot) ; le comportement de ce 'prototype thermique' a donc été jugé satisfaisant.

D'autre part, nous avons pu valider la faisabilité de ces essais dans une enceinte à atmosphère contrôlée, en l'occurrence celle du CREAS. Ces essais pourront alors être effectués, par la suite, dans l'enceinte réalisée au CEMEF au cours de ce projet. Ce nouvel outil permettra de mieux maîtriser le rendement des nuances en éléments sensibles (C, Mn…).

Même si le process s'avère délicat à maîtriser, les tendances fortes qui ont été dégagées vont nous servir de base de comparaison entre ces observations expérimentales et la qualité de prédiction des différents critères de la littérature.

Le dispositif *Crickacier* a démontré ses capacités à faire apparaître, ou non, des fissures à chaud pour une nuance donnée. La prochaine étape importante serait alors de tester des nuances ayant des aptitudes à la crique complètement différentes. Cette démarche a été initiée, mais sur une configuration conduisant déjà à la crique (cf. coulées {28, 29, 30}). Ce type de comparaison permettrait de juger la capacité du dispositif *Crickacier* à discriminer des nuances de sensibilités à la crique différentes. L'objectif étant de s'assurer que ce type de test puisse être utilisé pour estimer la sensibilité d'une nuance donnée à la crique à chaud.

Références bibliographiques

[Abbaschian, 2003] L. Abbaschiana, M. S. F. de Limab, *Cracking Susceptibility of Aluminum Alloys During Laser Welding,* Materials Research, Vol. 6, No. 2, pp. 273-278, 2003.

[Bobadilla, 1988] M. Bobadilla, B. Chamont, C. Gatellier, J.M. Jolivet, *Etude de la fragilité à la solidification d'aciers au carbone*, Commission des Communautés Européennes, Convention n°7210-CA/316, RE 88/023, 1988.

[Clyne, 1975] T. W. Clyne, G.J. Davies, *A Quantitative Solidification Cracking Test for Castings and an Evaluation of Cracking in Aluminum-Magnesium Alloys,* Br. Foundryman. Vol. 68, Pt. 9, pp. 238-244. Sept. 1975

[Clyne, 1979] T.W. Clyne, GJ. Davies, *Comparison between experimental data and theorical predictions relating to dependence of solidification cracking on composition*, Solidification and casting of metals, Metals Society; 1979, pp. 275.

[Decultieux, 1996] F. Decultieux, *Caractérisation du comportement thermomécanique d'alliages de fonderie pendant la solidification,* Thèse de l'Ecole des Mines de Paris, 1996.

[Easton, 2004] M. Easton, H. Wang, J. Grandfield, D. StJohn, E. Sweet, *An Analysis of the Effect of Grain Refinement on the Hot Tearing of Aluminium Alloys,* Institute of Materials Engineering Australasia Ltd, Materials Forum, Volume 28 – 2004

[Fabrègue, 2004] D. Fabrègue, *Microstructure et fissuration à chaud lors du soudage laser d'alliages d'aluminium 6000*, Thèse de l'Institut National Polytechnique de Grenoble, 2004.

[Gerds, 1976] A. F. Gerds, E.M. Stein, E.E. Fletcher, A.R. Elsea, *La crique dans les pièces moulées en acier,* Steel Founders' Society of America, 1976

[Grasso, 2004] P.D. Grasso, *Coalescence and mechanical behaviour of semi-solid aluminium alloys in relation to hot tearing,* Thèse de l'Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 2004

[Kerrouault, 2001] N. Kerrouault, *Fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique,* Thèse du CEA Saclay, 2001.

[Ludwig, 2004] O. Ludwig, *Etude expérimentale et modélisation du comportement rhéologique d'alliages Al-Cu en cours de solidification dans le cas de la fissuration à chaud en coulée continue*, Thèse de l'Institut National Polytechnique de Grenoble, 2004.

[Miyazaki, 1981] J. Miyazaki, T. Mori, K. Narita, T. Ohnishi, *Influence of Deformation on the Internal Crack Formation in Continuously Cast Bloom,* Continuous Casting of Steel, Second Process Technology Conference, Vol. 2; Chicago; Ill ; 23-25 Feb. 1981. pp. 35-43. 1981

[Novikov, 1966] II. Novikov, *Goryachelomkost tsvetnykh metallov i splavov (Hot shortness of non-ferrous metals and alloys),* Moscow: Nauka; 1966. p. 299.

[Olivier, 1976] M. Olivier, *La crique à chaud dans l'acier moulé, causes et remèdes*, C.T.I.F., Etude U725, 1976.

[Pierer, 2007] R. Pierer, C. Bernhard, C. Chimani, *A contribution to hot tearing in the continuous casting process,* La Revue de Métallurgie-CIT,pp. 72-83, Février 2007

[Place, 1995] J.L. Place, *Défaut de crique dans l'acier moulé,* 95 F 005, Aciéries Delachaux, Association Technique de Fonderie, 1995.

[Rappaz, 1999] M. Rappaz, JM. Drezet, M. Gremaud, *A new hot-tearing criterion,* Metall Mater Trans A, 1999, Vol.30A, pp.449-456.

[Trubitsyn, 1958] N.V. Trubitsyn, P.N. Bidulya, *Influence of the Composition of Steel on the Formation of Hot Cracks in the castings*, Liteinoe Proizvodstvo, n°6, 1958, pp. 22-26.

[Wanin, 2002] M. Wanin, *Évaluation non destructive de la qualité des matériaux (partie 2)*, Techniques de l'Ingénieur, M 4 131, pp.1-16, 2002

Chapitre 4 : Modélisation de la fissuration à chaud

I. Présentation du logiciel THERCAST® 116
I.1 Problème thermique 116
I.2 Problème mécanique 118
II. Modélisation de la fissuration à chaud 120
II.1 Sélection des critères 120
II.2 Implantation des critères de fissuration à chaud et des indices associés 120
II.2.1 Critère de Clyne & Davies 120
II.2.2 Critère de Prokhorov 121
II.2.3 Critère de Won & Oh 122
II.2.4 Critère de Won & Oh étendu proposé par l'IRSID 123
II.2.5 Critère RDG 124
II.3 Prise en compte de l'orientation du chargement par rapport à la microstructure 126
II.3.1 Description du principe 126
II.3.2 Implantation dans THERCAST® 127
III. Modélisation de l'essai Crickacier 128
III.1 Hypothèses retenues 128
III.1.1 Conditions aux limites 128
III.1.2 Conditions initiales 130
III.2 Données thermophysiques et mécaniques pour les nuances étudiées 130
IV. Etudes numériques de différentes configurations 134
IV.1 Introduction 134
IV.2 Influence relative du matériau de l'insert 135
IV.3 Configurations répétables 137
IV.3.1 Coulées de 40CMD8 (coulées 18 à 21) 137
IV.3.2 Coulées de 100C6 (coulées 23 à 30) 141
V. Discussion 145
V.1 Analyse critique de la modélisation des essais 145
V.1.1 Influence du remplissage 145
V.1.2 Evolution de l'effort 145
V.2 Expression des critères 146
V.2.1 Paramètres des critères 146
V.2.2 Influence des évolutions thermiques 147
V.2.3 Importance des données matériaux 148
V.3 Simulation d'un cas industriel 149
VI. Conclusion 151
Références bibliographiques 152

Le travail présenté dans cette partie vise à confronter, à travers l'analyse de l'essai Crickacier, des critères locaux et applicables industriellement, permettant d'indiquer les risques d'apparition de fissures à chaud. Pour cela, les essais sont simulés et analysés à l'aide du logiciel éléments finis 3D THERCAST®, développé au laboratoire et à Transvalor. Des critères de complexité diverse disponibles dans la littérature sont ainsi évalués. La comparaison entre simulation par éléments finis et observations (zones de rupture) conduit à une évaluation critique de ces critères.

I. Présentation du logiciel THERCAST®

Les simulations sont effectuées dans le but d'analyser la solidification de l'alliage à l'intérieur du moule. Le logiciel THERCAST® est un logiciel de simulation numérique tridimensionnel qui repose sur la méthode des éléments finis pour modéliser les phénomènes thermomécaniques associés à la solidification et au refroidissement des alliages métalliques. La résolution thermomécanique se fait de manière incrémentale, par pas de temps successifs. Le logiciel se base sur une décomposition multidomaines du système de refroidissement. Ainsi, chaque constituant du moule et de la pièce correspond à un sous-domaine représenté par un maillage éléments finis indépendant. C'est sur chacun des sous-domaines que sont résolus les problèmes thermiques et mécaniques. Pour la discrétisation du lopin et des composants du moule, on utilise des éléments tétraèdres linéaires. La description de la résolution des problèmes thermiques et mécaniques sera abordée ici de manière succincte, pour plus de détails le lecteur pourra se référer à [Jaouen, 1998] et [Costes, 2004].

I.1 Problème thermique

Du point de vue de la résolution du problème thermique, cette décomposition implique une connaissance des lois gouvernant les échanges de chaleur entre sous-domaines. Ces échanges sont modélisés par l'utilisation d'une résistance de contact définie par l'utilisateur et par un algorithme de contact permettant d'imposer correctement les flux thermiques puisque les nœuds des maillages des sous-domaines en vis-à-vis ne coïncident pas.

L'équation de la chaleur est résolue successivement sur chaque sous-domaine jusqu'à obtention de l'équilibre thermique global. Des conditions limites de type température fixée, flux fixé, convection et rayonnement peuvent être imposées sur les surfaces libres des sous-domaines.

$$\frac{\partial(\rho H)}{\partial t} + \nabla \cdot \left(\rho H \vec{v}\right) + \nabla \cdot \left(\vec{j}_T\right) = 0 \tag{4. 1}$$

On note ici t la variable temps, H l'enthalpie massique, $\vec{v}$ la vitesse d'écoulement, ρ la masse volumique et $\vec{j}_T$ le vecteur flux de chaleur.

Le vecteur flux de chaleur par diffusion est donné par la loi de Fourier :

$$\vec{j}_T = -k\vec{\nabla}T \tag{4.2}$$

où k est la conductivité thermique (supposée isotrope).

Les deux variables enthalpie massique et température sont liées par l'équation :

$$H = \int_{T_0}^{T} c_p(\xi)d\xi + f_l(T)L \tag{4. 3}$$

On note c_p la chaleur massique à pression constante, f_l la fraction massique de liquide et L la chaleur massique latente de solidification (supposée constante).

Deux stratégies s'offrent à nous :

- ✓ soit résoudre l'équation (4. 1) en variable enthalpie. On a alors besoin d'exprimer le terme $\frac{\partial T}{\partial H}$;
- ✓ ou bien la résoudre cette équation en variable température. On a alors besoin de $\frac{\partial H}{\partial T}$.

Dans les deux cas, on peut estimer localement ces termes à partir de :

$$\frac{\partial H}{\partial T} \approx \frac{\|\nabla H(T)\|}{\|\nabla T\|} \tag{4.4}$$

L'utilisateur fournit au code la tabulation en fonction de la température de la chaleur massique à pression constante, de la masse volumique et de la conductivité thermique ainsi que la valeur de la chaleur massique latente de solidification.

I.2 Problème mécanique

L'équation de conservation de la quantité de mouvement s'écrit :

$$\nabla \cdot \sigma + \rho \vec{f} = \rho \frac{d\vec{v}}{dt} \tag{4.5}$$

où σ est le tenseur des contraintes de Cauchy et $\vec{f}$ l'ensemble des densités massiques des forces extérieures.

Au cours du refroidissement et plus particulièrement lors de la solidification, le comportement mécanique du matériau change. Il va passer par trois états successifs : liquide, pâteux et solide. Un comportement mixte est utilisé pour simuler le refroidissement du matériau de la phase liquide à la phase solide. Pour simuler précisément le comportement du liquide, l'équation de Navier-Stokes est utilisée en prenant en compte la dépendance en température. On fait l'hypothèse que la zone pâteuse obéit à un comportement de type thermo-viscoplastique (l'état pâteux se trouve donc traité comme un milieu continu équivalent) et que le solide a un comportement thermo-élasto-viscoplastique à seuil. Il convient de noter que la limite entre un comportement visco-plastique et un comportement élasto-visco-plastique reste floue ([Jaouen, 1998]). Dans le code, le choix de la borne T_{crit} est laissé à l'appréciation de l'utilisateur (Figure 87) mais elle est souvent prise égale à la température de solidus.

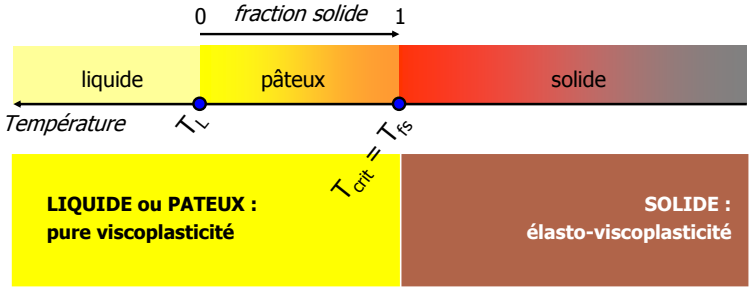


Figure 87 : Comportement du matériau en fonction de son état

La vitesse de déformation totale $\dot{\varepsilon}$ est décomposée en une vitesse de déformation viscoplastique $\dot{\varepsilon}^{vp}$ et une vitesse de déformation thermique $\dot{\varepsilon}^{th}$ et éventuellement une vitesse de déformation élastique $\dot{\varepsilon}^{el}$.

Les équations de la loi de comportement viscoplastique (au-delà de T_{crit}) sont les suivantes :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{th}$$

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{th} = -\frac{1}{3\rho}\frac{d\rho}{dT}\mathbf{I}$$

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp} = \frac{1}{2K}\left(\sqrt{3}\dot{\bar{\varepsilon}}\right)^{1-m}\mathbf{s} \tag{4.6}$$

avec

$$\mathbf{s} = \sigma + p\mathbf{I} = \sigma - \frac{1}{3}Tr(\sigma)\mathbf{I}$$

$$\dot{\bar{\varepsilon}} = \sqrt{\frac{2}{3}\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp}}$$

La relation entre les invariants peut s'écrire de la manière suivante:

$$\bar{\sigma} = K(\sqrt{3})^{m+1}\dot{\bar{\varepsilon}}^{m}$$

- ✓ en phase liquide, si ρ ne dépend que de T, alors :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{th} = -\frac{1}{3\rho}\frac{\partial \rho}{\partial f_s}\dot{f}_s\ \mathbf{I}$$

- ✓ dans l'intervalle de solidification, on considère, pour la masse volumique, une loi de mélange $\rho = f_s\rho_s + (1-f_s)\rho_l$. On peut alors écrire :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{th} = -\frac{1}{3\rho}\frac{\partial \rho}{\partial f_s}\dot{f}_s\ \mathbf{I} = -\frac{1}{3\rho}(\rho_s-\rho_l)\dot{f}_s\ \mathbf{I} \approx -\frac{1}{3}\underbrace{\frac{\rho_s-\rho_l}{\rho_l}}_{-\beta}\dot{f}_s\ \mathbf{I} = \frac{1}{3}\beta\dot{f}_s\ \mathbf{I}$$

où β représente le taux de retrait (en général négatif) constaté lors de la solidification entre les températures du liquidus et du solidus.

- ✓ En phase solide, on a :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{th} = \underbrace{-\frac{1}{3\rho}\frac{\partial \rho}{\partial T}}_{\alpha}\dot{T}\ \mathbf{I} = \alpha\dot{T}\ \mathbf{I}$$

La relation entre les invariants (en deça de T_{crit} et dans le cas d'une loi multiplicative) peut s'écrire de la manière suivante avec la loi de comportement élasto-viscoplastique multiplicative I ou II.

Loi Multiplicative I : $\bar{\sigma} = \sigma_s + K(\sqrt{3})^{m+1}\bar{\varepsilon}^n\dot{\bar{\varepsilon}}^m$

Loi Multiplicative II : $\bar{\sigma} = \sigma_s + K\bar{\varepsilon}^n\dot{\bar{\varepsilon}}^m$

Remarque: lors de la mise en donnée, nous uniquement avons utilisé la loi multiplicative I.

σ_s correspond au seuil d'écoulement, et :

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2}(\mathbf{s}:\mathbf{s})}$$

avec :

$$\begin{aligned}
\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} &= \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{el} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{th} \\
\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{el} &= [\mathbf{D}^{el}]^{-1}\dot{\boldsymbol{\sigma}} \\
\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp} &= \frac{\sqrt{3}}{2\bar{\sigma}}\left\langle\frac{\bar{\sigma}-\sigma_s}{K\bar{\varepsilon}^n\sqrt{3}}\right\rangle^{\frac{1}{m}}\mathbf{s} \\
\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{th} &= \alpha\dot{T}\,\mathbf{I}
\end{aligned} \tag{4.7}$$

et où $[\mathbf{D}^{el}]$ est le tenseur d'élasticité.

Les propriétés des matériaux entrées par l'utilisateur sont le module d'Young (E), le coefficient de Poisson (ν), la limite élastique (σ_s), la consistance (K), le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation (m), la masse volumique (ρ) et le coefficient de dilatation (α). Ces paramètres peuvent dépendre de la température, afin de décrire le comportement sur tout le domaine de solidification, et au-delà. On se limite au contexte des petites perturbations.

II. Modélisation de la fissuration à chaud

II.1 Sélection des critères

En plus de descriptions fidèles des phénomènes locaux, nous avons privilégié une sélection de critères dont les paramètres pourront être identifiés à partir des essais réalisés, et compatibles avec un modèle de simulation thermomécanique de la solidification tel que THERCAST® (i.e. traitant la zone pâteuse comme un milieu continu équivalent). Comme indiqué précédemment, ce code se nourrit de données physiques et de paramètres décrivant les caractéristiques mécaniques des métaux à haute température. Les critères que nous avons sélectionnés se basent sur des considérations radicalement différentes et manipulent différents types de paramètres. Les critères d'inspiration mécanique du solide ([Prokhorov, 1962], [Won, 2000]) comparent le chargement mécanique qui s'applique au niveau du squelette solide[13] de la zone pâteuse entre deux fractions solides caractéristiques, à la capacité intrinsèque du matériau à subir ce chargement, tandis que le critère RDG suppose que la rupture survient en cas de déficit d'alimentation de liquide à travers la zone pâteuse.

II.2 Implantation des critères de fissuration à chaud et des indices associés

L'implémentation des critères que nous avons sélectionnés est décrite dans le paragraphe suivant ; ces modèles ayant été présentés en détails dans le chapitre 1, on s'intéressera dans cette section uniquement à la formulation d'indices de sensibilité à la fissuration à chaud associés à ces différents critères. Ces indicateurs permettent de visualiser les sites d'apparition les plus probables dans la pièce à partir de simulations numériques. De manière relative, plus l'indice a localement une valeur élevée plus le critère prévoit un risque important dans cette zone.

Le premier critère que nous avons retenu pour des raisons évidentes de simplicité est le critère de Clyne et Davies ([Clyne, 1979]).

II.2.1 Critère de Clyne & Davies

Comme nous l'avons vu précédemment (Chapitre 1), ce critère purement thermique considère seulement le temps passé entre des valeurs de fractions solides caractéristiques. Ici aucun aspect mécanique n'est pris en compte. L'indice HCS (Hot Cracking Sensitivity) de Clyne et Davies tel qu'il a été implanté dans THERCAST® s'écrit simplement :

$$HCS_{Clyne} = \frac{t_{99} - t_{90}}{t_{90} - t_{40}} \tag{4.8}$$

où t_{99}, t_{90} *et* t_{40} *sont les temps auxquels la fraction solide vaut 0.99, 0.9 et 0.4.*

La valeur de cet indice est alors d'autant plus élevée que l'alliage reste longtemps, de manière relative, dans un état vulnérable. Le calcul thermique fournit le temps atteint pour ces fractions de solide. En chacun des nœuds du maillage éléments finis (*noe*), t_1^{noe}, t_2^{noe} et t_3^{noe} correspondent respectivement aux temps que met l'alliage pour atteindre localement les fractions solides $f_s{}^{noe}$ de 0.4, 0.9 et 0.99. Dans l'implantation du critère, on prend pour chaque $f_{s,crit}$, le premier temps pour lequel $f_s^{noe} \geq f_{s,crit}$. La valeur de l'index de Clyne & Davies qui est calculée à l'issue de la solidification s'écrit :

$$HCS_{Clyne}^{noe} = \frac{t_3^{noe} - t_2^{noe}}{t_2^{noe} - t_1^{noe}} \tag{4.9}$$

Remarque générale sur l'implémentation des critères :
Les problèmes de ségrégation chimique ne sont pas pris en compte par la simulation numérique. L'expression du critère de Clyne et Davies –ainsi que des critères qui seront décrits par la suite– ne permet donc pas de prendre en compte l'influence des macroségrégations. Cela peut donc ne

[13] Ces critères ignorent totalement l'écoulement de liquide dans la zone pâteuse.

pas être sans conséquences dans le cas d'un critère tel que celui de Clyne et Davies qui se base uniquement sur une analyse thermique. Il faut donc être conscient qu'en l'état actuel**,** cette perte d'information reste inévitable lors de l'expression de tels critères. Nous utilisons en conséquence un chemin de solidification unique (macroscopique) pour simuler l'ensemble du produit.

II.2.2 Critère de Prokhorov

Le critère de Prokhorov ([Prokhorov, 1962]), a lui été retenu parce qu'il s'agit d'un critère d'inspiration mécanique qui manipule des paramètres identifiables (étendue de l'intervalle de fragilité de l'alliage, creux de ductilité) et qui permet de comparer le chargement à une valeur critique. Pour rappel, le critère d'amorçage d'une fissure s'exprime selon ce critère :

$$\dot{\varepsilon} \geq \frac{D_{\min}}{BTR}\dot{T} \tag{4.10}$$

On peut alors formuler l'indice de sensibilité à la fissuration à chaud de la manière suivante :

$$HCC_{\mathrm{Pr}okhorov} = \dot{\varepsilon} - \frac{D_{\min}}{BTR}\left|\dot{T}\right| \tag{4.11}$$

BTR et D_{min}, sont respectivement l'intervalle de fragilité en température et la valeur minimale de ductilité de l'alliage. Cet intervalle critique est exprimé en fonction de fractions seuil ; pour des aciers cet intervalle est typiquement défini entre 90% et 99% de fraction solide. Il convient de remarquer que l'indice HCC (Hot Cracking Criterion) est plus riche que l'indice HCS (Hot Cracking Sensitivity) du critère de Clyne et Davies. En effet, tel qu'il est défini ici, l'indice HCC a un sens quantitatif : il reste négatif tant que le chargement critique n'est pas atteint. Cet indice ne se contente pas seulement de fournir une carte de risque local à l'instar de $HCS_{Clyne,}$ mais il permet en plus de détecter lorsque la valeur critique[14] *est atteinte.*

Il nous est apparu nécessaire de prendre en compte l'orientation de la vitesse de déformation par rapport à la microstructure lors des simulations (Figure 88). Pour ce faire, nous estimons que seules les vitesses de déformations endommageantes d'un point de vue fissuration à chaud sont celles d'un chargement qui provoque l'ouverture d'une crique en mode I (c'est-à-dire les composantes des vitesses de déformation en tension perpendiculairement au film de liquide résiduel dendritique). Notons $\dot{\hat{\varepsilon}}$ cette composante. Le terme 'endommageant' signifie alors que l'on prend en compte uniquement le chargement mécanique orienté perpendiculairement à la direction de croissance de la microstructure alors que l'alliage est dans son intervalle de fragilité (ou BTR). Les détails du calcul de la variable $\dot{\hat{\varepsilon}}$ seront donnés au paragraphe suivant (4.II.3).

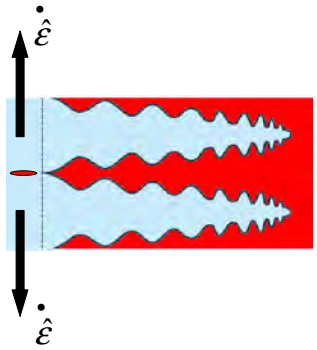


Figure 88 : Vue schématique du chargement 'endommageant' au sens de la fissuration à chaud.

(Ce chargement est 'endommageant' car il provoque la mise en tension des films liquides perpendiculairement aux dendrites)

[14] Pour ce qui est du critère de Prokorov, la 'valeur critique' fait référence à la vitesse de déformation limite à partir de laquelle une fissure apparaît (selon ce critère).

L'indice qui en découle s'exprime alors par :

$$HCC^{elt}_{\Pr okhorov} = \max_{T \in BTR}\left(\dot{\hat{\varepsilon}}^{\,elt} - \frac{D_{\min}}{BTR}\dot{T}^{\,elt} \right) \tag{4.12}$$

La simulation thermomécanique fournit $\dot{\hat{\varepsilon}}$ et $\dot{T}$ dans le BTR. $D_{\min}$ et BTR sont des données matériau. Contrairement à HCS_{Clyne}, le critère $HCC_{\Pr okhorov}$ est calculé au centre de chaque élément fini (*elt*) étant donné que les variables issues du calcul mécanique sont constantes par élément (déformation, contrainte). Dans le cas non endommageant (compression) à un incrément *incr*, on prend $\dot{\hat{\varepsilon}}^{elt} = 0$ donc : $HCC^{\text{elt, incr}}_{\text{Prokhorov}} = -\frac{D_{\min}}{BTR}\dot{T}^{\,elt}$.

L'indice de Prokhorov tel qu'il a été implanté dans le code (Equation (4.12)), signifie que l'on ne retient que le cas le plus défavorable subi localement par un point matériel. En effet, on prend en compte l'écart le plus important entre la vitesse de déformation 'instantanée' et la capacité de l'alliage lorsque celui-ci est dans un état vulnérable.

Une autre possibilité aurait pu être de calculer l'indice de la manière suivante :

$$HCC^{elt}_{\Pr okhorov} = \left\langle \dot{\hat{\varepsilon}}^{\,elt} \right\rangle_{BTR} - \frac{D_{\min}}{BTR}\left\langle \dot{T}^{\,elt} \right\rangle_{BTR} \tag{4.13}$$

où les termes $\langle _ \rangle_{BTR}$ signifient que l'on ne retient qu'une valeur moyenne (en termes de vitesse de déformation endommageante et de vitesse de refroidissement) alors que le point matériel de l'alliage traverse le BTR. Notons que cette façon de procéder présente une vision plus 'moyennée' que celle finalement retenue (Equation(4.12)).

II.2.3 Critère de Won & Oh

Yamanaka ([Yamanaka, 1991]), pour son critère d'inspiration mécanique, se base lui sur la déformation plastique accumulée plutôt que sur la cinétique du chargement mécanique. D'après ce critère, la condition locale d'apparition d'une fissure serait donc :

$$\Delta_{BTR}\varepsilon \geq \Delta\varepsilon_c \tag{4.14}$$

où $\Delta_{BTR}\varepsilon$ et $\Delta\varepsilon_c$ sont respectivement la déformation en tension accumulée dans l'intervalle de fragilité et la déformation critique. On remarque que le BTR est également utilisé comme paramètre dans ce critère.

Par la suite, une équation empirique a été proposée par Won & Oh ([Won, 2000]) afin de prendre en compte l'influence de la vitesse de déformation ainsi que l'intervalle de fragilité de l'alliage (*BTR*) sur la déformation cumulée critique. Cette limite s'écrit pour les aciers :

$$\Delta\varepsilon_c = \frac{\varphi}{\dot{\hat{\varepsilon}}^{\,m^*} BTR^{n^*}} \tag{4.15}$$

Dans l'équation (4.15)*, les coefficients φ, m^* et n^* ont été identifiés à partir d'essais effectués sur différentes nuances d'acier : $\varphi = 0.02821$, $m^* = 0.3131$ et $n^* = 0.8638$.*

Cette expression (Equation (4.15)) signifie que la valeur de la déformation critique diminue lorsque la vitesse de déformation et l'intervalle de fragilité du matériau augmentent.

On peut ensuite formuler le critère en utilisant, comme précédemment $\Delta\hat{\varepsilon}$ et $\dot{\hat{\varepsilon}}$, de la manière suivante :

$$HCC^{elt}{}_{Won} = \max_{T \in BTR} \left(\int_{t_0}^{t} \dot{\hat{\varepsilon}}^{elt}(\zeta) d\zeta - \frac{\varphi}{\left(\dot{\hat{\varepsilon}}^{elt}\right)^{m^*} BTR^{n^*}} \right) \tag{4.16}$$

Dans l'expression ci-dessus, l'intégrale correspondant au calcul de la déformation inélastique accumulée dans l'intervalle de fragilité du matériau se calcule au niveau du code par sommation de ses contributions sur les incréments de temps successifs.

t_0 désigne le temps d'entrée dans le BTR. La vitesse de déformation endommageante $\dot{\hat{\varepsilon}}^{elt}$ utilisée dans l'Equation (4.16) *est prise comme nulle dans un cas non endommageant (compression).*

A l'incrément *incr* en cours, on calcule :

$$HCC_{Won}^{elt,incr} = \sum_{i=\text{incr}_1}^{\text{incr}} \dot{\hat{\varepsilon}}^{elt} \cdot \Delta t_i - \frac{\varphi}{\left(\dot{\hat{\varepsilon}}^{elt,incr}\right)^{m^*} BTR^{n^*}} \tag{4.17}$$

où incr_1 est l'incrément auquel l'élément elt est entré dans le BTR. Δt_i correspond au pas de temps de l'incrément i.

Au final, l'indice $HCC^{elt}{}_{Won}$ (Equation (4.16)) que l'on exprime correspond à la valeur maximale de tous les indices $HCC_{Won}^{elt,incr}$ calculés dans le BTR (Equation (4.17)). Lorsque le terme $\dot{\hat{\varepsilon}}^{elt,incr} = 0$ est nul à un incrément *incr* donné, l'Equation (4.17) n'est **pas définie** ; nous fixons alors **arbitrairement** une valeur par défaut fixée à $HCC_{Won}^{elt,incr} = -0.05$ (cela correspond à une 'réserve de déformation' de 5% avant de fissurer). Cette valeur négative signifie que l'on n'a pas dépassé le seuil de déformation critique ; elle est comparée à la valeur maximale $\max_{incr-1}\left(HCC^{elt,incr-1}_{Won}\right)$ héritée des incréments précédents, et sera ensuite comparée aux valeurs à venir des incréments suivants $HCC_{Won}^{elt,incr+i}$. Si le point matériel reste en compression tout au long de son séjour dans le BTR, alors celui-ci conservera au final une valeur de $HCC^{elt}{}_{Won} = -0.05$.

Il convient de noter que nous avons –de la même manière que dans le cas du critère de Prokhorov–, pris en compte l'écart le plus important sur l'ensemble du BTR, entre la déformation qui est en train de s'accumuler à l'instant considéré et la capacité 'instantanée' de l'alliage : ce choix sous-entend que nous prenons en compte le cas plus défavorable.

II.2.4 Critère de Won & Oh étendu proposé par l'IRSID

L'IRSID ([Triolet, 2005]) a proposé de prendre en compte à la fois la déformation critique donnée par le critère de Won & Oh, mais aussi une contrainte critique de 5 MPa. On peut donc écrire ce critère de la manière suivante :

$$\begin{aligned} HCC^{elt}{}_{IRSID} = 1 \quad si \quad & \left| \begin{array}{l} HCC^{elt}{}_{Won} > 0 \\ ou \\ Max_{BTR}\left(\hat{\sigma}\right)^{elt} > 5MPa \end{array} \right. \quad \forall T \in BTR \\ = 0 \quad \text{sinon} & \end{aligned} \tag{4.18}$$

où la contrainte 'endommageante' $\hat{\sigma}$ est calculée de la même manière que $\dot{\hat{\varepsilon}}$ ($\hat{\sigma} = \max(\sigma_I, \sigma_{II}, 0)$ avec σ_I et σ_{II} les deux valeurs propres de la contrainte dans le plan perpendiculaire à $\vec{\nabla} T$; pour plus de détails, le lecteur est invité à se reporter au paragraphe suivant (4.II.3)).

Le critère ci-dessus, tel qu'il est proposé offre une vision binaire : il vaut '1' si une fissure apparaît et '0' le cas contraire.

La simulation thermomécanique fournit $\dot{\hat{\varepsilon}}$, $Max_{BTR}(\hat{\sigma})$ et $\Delta\hat{\varepsilon}$ dans le *BTR*. Les critères HCC_{Won} et HCC_{IRSID} sont calculés au centre de chaque élément (*elt*).

De par leur écriture, ces critères sont d'excellents candidats : il trouvent tout à fait leur place dans un code tel que THERCAST® et ne manipulent qu'un paramètre matériau (le *BTR*), lequel reste a priori identifiable par l'utilisateur du code. Nous reviendrons en détail sur ce dernier point dans le Chapitre 5.

II.2.5 Critère RDG

Ce critère ([Rappaz, 1999]) d'inspiration mécanique des fluides, suppose que la rupture survient en cas de déficit d'alimentation de liquide à travers la zone pâteuse, en considérant la chute de pression entre la tête et la racine des dendrites colonnaires compte tenu de la vitesse de déformation appliquée au milieu semi-solide ; plus la chute de pression est grande plus le risque d'apparition de fissure est important.

D'après l'expression du critère, l'indice HCC pourrait s'écrire, à partir de l'Equation (1.7) présentée dans le Chapitre 1 :

$$HCC^{elt}{}_{RDG} = \frac{180\eta_l BTR}{\lambda_2^2}\left(\frac{\dot{T}^{elt}}{\|\nabla T\|_{elt}^{\ 2}}\beta A + \frac{(1+\beta)B\,\dot{\hat{\varepsilon}}^{elt}\,BTR}{\|\nabla T\|_{elt}^{\ 2}}\right) - \left(p_m{}^{elt} - p_c\right) \tag{4.19}$$

L'indice HCC de ce critère reste négatif tant qu'aucune fissure n'apparaît (au sens du critère). Cependant, nous avons souligné dans le Chapitre 1, le fait que la pression de cavitation p_c reste une valeur critique difficilement quantifiable, ce qui implique que le critère RDG peut être vu comme un modèle semi-empirique.

Au final, pour contourner ce problème, nous avons adopté comme stratégie de ne pas prendre en compte ce terme p_c[15]. L'indice de sensibilité à la fissuration à chaud proposé s'écrit alors :

$$HCS^{elt}{}_{RDG} = \frac{180\eta_l BTR}{\lambda_2^2}\left(\frac{\dot{T}^{elt}}{\|\nabla T\|_{elt}^{\ 2}}\beta A + \frac{(1+\beta)B\,\dot{\hat{\varepsilon}}^{elt}\,BTR}{\|\nabla T\|_{elt}^{\ 2}}\right) - p_m{}^{elt} \tag{4.20}$$

où les paramètres η_l, β, λ_2, BTR représentent respectivement la viscosité du liquide, le facteur de retrait de solidification, la distance entre bras de dendrites secondaires et l'intervalle de fragilité.

L'indice implanté dans le code devient alors un indice HCS dont l'augmentation traduit un risque accru d'apparition de fissure. Etant donné que l'on s'intéresse, **pour un alliage donné**,

[15] Le paramètre p_c a une valeur qui dépend au premier ordre de la nuance.

aux lieux d'apparition des fissures dans la pièce, cet indice reste alors suffisant pour réaliser une étude qualitative. Cette analyse permettra, à terme, de juger la capacité du critère à prédire localement le risque de fissuration à chaud.

Ce critère manipule des paramètres matériau qui ont un sens physique mais dont certains (e.g. λ_2) ne sont pas facilement identifiables. Il serait cependant possible d'envisager l'implantation d'une loi permettant d'avoir accès à la valeur de ce paramètre en fonction des évolutions thermiques locales.

Le calcul thermomécanique fournit les valeurs moyennées $<\|\nabla T\|^{elt}>$, $<\dot{T}^{elt}>$, $<\dot{\hat{\varepsilon}}^{elt}>$ dans l'intervalle de fragilité. $p_m{}^{elt}$ est déterminée au premier incrément de la simulation. η_l, β et BTR sont des données matériau. Les deux paramètres A et B dépendent seulement de la composition de l'alliage et du chemin de solidification. Ils sont donc considérés comme constants étant donné que la ségrégation n'est pas prise en compte dans les simulations thermomécaniques. De même, la valeur de λ_2 est supposée connue dans ce type de calculs. L'indice de sensibilité s'écrit donc :

$$HCS^{elt}{}_{RDG} = \frac{180\eta_l\, BTR}{\lambda_2^2}\left(\frac{<\dot{T}^{elt}>}{<\|\nabla T\|_{elt}>^2}\beta A + \frac{(1+\beta)B<\dot{\hat{\varepsilon}}^{elt}>BTR}{<\|\nabla T\|_{elt}>^2}\right) - p_m{}^{elt} \tag{4.21}$$

II.3 Prise en compte de l'orientation du chargement par rapport à la microstructure

II.3.1 Description du principe

Nous avons proposé de prendre en compte l'orientation du chargement mécanique par rapport à la microstructure dans l'expression des critères de Prokhorov, Won & Oh ainsi que RDG (cf. paragraphe 4.II.2). Pour ce faire, nous exprimons les composantes du tenseur des vitesses de déformation dans un plan perpendiculaire au gradient thermique (Figure 89).

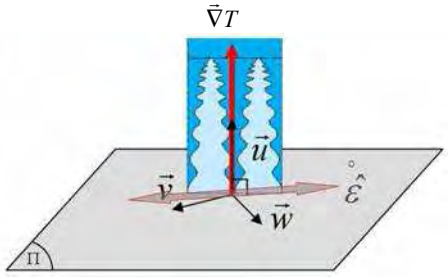


Figure 89 : Définition de la base $(\vec{u},\vec{v},\vec{w})$ par rapport au gradient thermique.

(Ceci permet de définir le tenseur des vitesses de déformation dans une base liée à la microstructure).

La base orthonormée $(\vec{u},\vec{v},\vec{w})$ est construite en prenant :

$$\begin{cases} \vec{u} = \dfrac{\vec{\nabla}T}{\left\|\vec{\nabla}T\right\|} \\ \vec{v} \quad / \quad \vec{u}\cdot\vec{v} = 0 \text{ et } \left\|\vec{v}\right\| = 1 \\ \vec{w} = \vec{u}\wedge\vec{v} \end{cases} \tag{4.22}$$

On peut alors exprimer le tenseur des vitesses de déformation dans la nouvelle base ainsi créée :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{(\vec{u},\vec{v},\vec{w})} = {}^{t}P\cdot\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{(\vec{X},\vec{Y},\vec{Z})}\cdot P \tag{4.23}$$

avec | $(\vec{X},\vec{Y},\vec{Z})$ la base de départ (attachée à la pièce).
P la matrice de changement de base de $(\vec{X},\vec{Y},\vec{Z})$ vers $(\vec{u},\vec{v},\vec{w})$.

Si on écrit :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{(\vec{u},\vec{v},\vec{w})} = \left(\begin{array}{c|cc} \dot{\varepsilon}_{11} & \dot{\varepsilon}_{12} & \dot{\varepsilon}_{13} \\ \hline \dot{\varepsilon}_{21} & \dot{\varepsilon}_{22} & \dot{\varepsilon}_{23} \\ \dot{\varepsilon}_{31} & \dot{\varepsilon}_{32} & \dot{\varepsilon}_{33} \end{array}\right)_{(\vec{u},\vec{v},\vec{w})} \tag{4.24}$$

et que l'on pose :

$$\underline{\underline{A}} = \begin{pmatrix} \dot{\varepsilon}_{22} & \dot{\varepsilon}_{23} \\ \dot{\varepsilon}_{32} & \dot{\varepsilon}_{33} \end{pmatrix}_{(\vec{v},\vec{w})} \tag{4.25}$$

La diagonalisation de la matrice A donne, dans la nouvelle base $(\vec{e}_1,\vec{e}_2)$:

$$\underline{\underline{A}}_{diag} = \begin{pmatrix} \lambda_I & 0 \\ 0 & \lambda_{II} \end{pmatrix}_{(\vec{e}_1,\vec{e}_2)} \tag{4.26}$$

Nous choisissons de définir la vitesse de déformation 'endommageante' $\dot{\hat{\varepsilon}}$, comme la plus grande des deux vitesses de déformation principales (si positives), par :

$$\dot{\hat{\varepsilon}} = \max(\lambda_I, \lambda_{II}, 0) \tag{4.27}$$

Un autre choix aurait pu être :

$$\dot{\hat{\varepsilon}} = \sqrt{\underline{\underline{A}} : \underline{\underline{A}}} \tag{4.28}$$

Au final, il nous est paru judicieux de retenir l'expression (4.27) prenant en compte la plus grande valeur propre de traction dans le plan *(Π)* perpendiculaire à la direction du gradient thermique ; en effet c'est la mise en tension des films liquides perpendiculairement aux dendrites qui semble responsable de l'ouverture des criques à chaud. Dans le cas où le chargement est de la compression, la contribution n'est pas prise en compte car on ne la considère pas comme 'endommageante' du point de vue fissuration à chaud.

II.3.2 Implantation dans THERCAST®

Une première modification nécessaire fut d'extraire, à chaque incrément, les valeurs du tenseur de vitesse de déformation ($\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{elt}_{(\vec{X},\vec{Y},\vec{Z})}$), alors qu'elles n'apparaissaient dans le code qu'en variables internes lors du calcul mécanique.

Ensuite, le vecteur gradient thermique a été exprimé au centre de chaque élément à partir des valeurs de température en chacun des nœuds. Connaissant, pour chaque élément *elt*, l'orientation du vecteur gradient thermique, il est ensuite possible de construire la base $(\vec{u},\vec{v},\vec{w})_{elt}$. Les vecteurs ainsi créés s'écrivent :

$$\vec{u}_{elt} = \begin{vmatrix} u_x \\ u_y \\ u_z \end{vmatrix}, \quad \vec{v}_{elt} = \begin{vmatrix} v_x \\ v_y \\ v_z \end{vmatrix}, \quad \vec{w}_{elt} = \begin{vmatrix} w_x \\ w_y \\ w_z \end{vmatrix} \tag{4.29}$$

La matrice de changement de base pour l'élément *elt* s'écrit alors :

$$P^{elt}_{(\vec{X},\vec{Y},\vec{Z})\to(\vec{u},\vec{v},\vec{w})} = \begin{pmatrix} u_x & v_x & w_x \\ u_y & v_y & w_y \\ u_z & v_z & w_z \end{pmatrix} \tag{4.30}$$

Au centre de chaque élément, le tenseur $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{elt}_{(\vec{u},\vec{v},\vec{w})}$ s'obtient comme suit :

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{elt}_{(\vec{u},\vec{v},\vec{w})} = {}^{t}P^{elt}_{(\vec{X},\vec{Y},\vec{Z})\to(\vec{u},\vec{v},\vec{w})} \cdot \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{elt}_{(\vec{X},\vec{Y},\vec{Z})} \cdot P^{elt}_{(\vec{X},\vec{Y},\vec{Z})\to(\vec{u},\vec{v},\vec{w})} \tag{4.31}$$

Au final, l'équation (4.31) permet d'extraire pour chaque élément *elt*, la matrice $\underline{\underline{A}}^{elt}$ et donc :

$$\dot{\hat{\varepsilon}}^{elt} = \max(\lambda^{elt}{}_I, \lambda^{elt}{}_{II}, 0) \tag{4.32}$$

Un travail similaire a été effectué sur les contraintes pour l'indice HCS_{IRSID}.

III. Modélisation de l'essai Crickacier

La modélisation du dispositif Crickacier, présentée dans ce paragraphe, a pour objectif de fournir des simulations numériques représentatives des essais afin de permettre une analyse des conditions thermomécaniques qui amènent à la formation de fissures à chaud.

III.1 Hypothèses retenues

Compte tenu des symétries, seul un quart du dispositif Crickacier a été modélisé. La Figure 90 présente la géométrie des différents sous-domaines qui font l'objet de l'étude (lopin, nez refroidis, demi-moule, insert et entonnoir de coulée). Seule la pièce fait l'objet d'un calcul thermomécanique ; les différents éléments du moule qui sont supposés rigides font donc uniquement l'objet d'un calcul thermique.

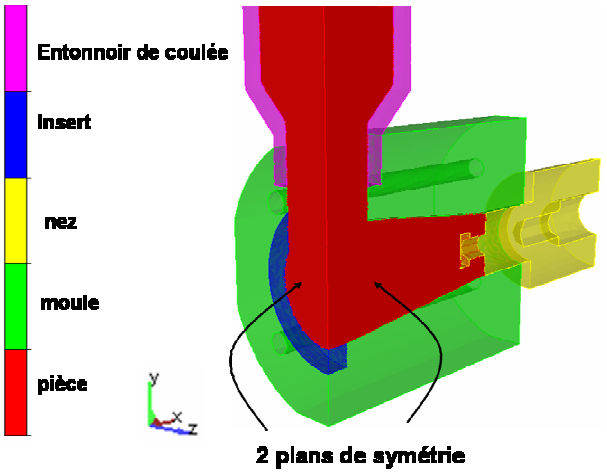


Figure 90 : Modélisation du dispositif Crickacier sous THERCAST®

III.1.1 Conditions aux limites

Deux types de conditions aux limites peuvent être identifiées selon la nature du contact. On peut en effet avoir à traiter des surfaces de sous-domaines en vis-à-vis (condition d'interface) ou bien des surfaces qui ne sont en vis-à-vis avec aucun autre sous-domaine (condition de bords libres).

III.1.1.1 Condition d'interface

Lors du calcul thermomécanique, le code doit gérer deux types de conditions d'interface entre les différents sous-domaines : conditions thermiques et mécaniques.

En ce qui concerne le problème thermique, l'échange thermique entre sous-domaines est défini par la relation

$$-k\nabla T \cdot n = h_{ij}\left(T - T_j^S\right) \text{ sur } \Gamma_{ij} \tag{4.33}$$

où h_{ij} est le coefficient de transfert thermique entre les domaines i et j, T_j^S la température de la surface du domaine j faisant face au domaine i considéré, et n le vecteur normale extérieure à i.

Le contact entre les différents sous-domaines du moule est supposé parfait (résistance thermique $1/h$ de valeur faible : 2.5 10^{-6} K.W^{-1}.m^2) tandis qu'une condition de type lame d'air a été fixée entre la pièce et les éléments du moule (demi-moule, nez, insert et entonnoir). La prise en compte de la lame d'air consiste à calculer la valeur de la résistance en fonction de la distance locale entre la pièce et le moule (lame d'air). La valeur de la résistance a été estimée dans le cas des configurations de coulées dont on a prouvé la répétabilité. L'évolution du coefficient de transfert thermique, tel qu'il a été identifié sur certaines de ces coulées de manière à caler les évolutions thermiques issues de la simulation thermomécanique avec celles issues des mesures expérimentales, est donnée en Figure 91. Ces valeurs, qui dépendent de la nature du contact, sont

globalement du même ordre de grandeur que celles mesurées par [Decultieux, 1996] et par [Hiroux, 2002] dans le cas de la coulée d'alliages d'aluminium en moule métallique. Le coefficient de transfert thermique dépend non seulement de la nature des deux matériaux et de la température atteinte à la surface, mais aussi des propriétés de l'interface i.e. de la rugosité des deux matériaux et de la conductivité thermique du milieu interstitiel.

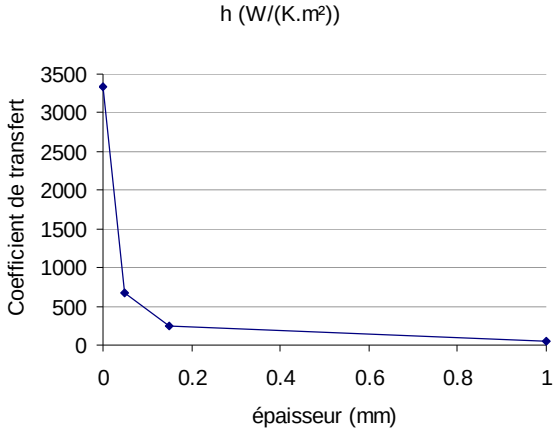


Figure 91 : Valeur du coefficient de transfert thermique estimé en fonction de l'épaisseur de la lame d'air

De la toile réfractaire a été mise en œuvre, lors de certaines coulées, sur les 2/5 de la longueur de la pièce (cf. Chapitre 3). Dans le cas de ces coulées, nous avons modélisé dans la zone où est disposée la toile, une condition de type 'poteyage'. Cette condition d'interface se base, à la différence de la condition de type 'lame d'air', uniquement sur des paramètres physiques (cf. Tableau 18). Dans ce cas, le coefficient de transfert thermique s'écrit :

$$\frac{1}{h_{ij}} = \frac{1}{h_{flui}} + \frac{1}{h_{pot}}$$

avec :

$$h_{flui} = fac_{flui} \frac{k_{flui}}{e_{loc}}$$

$$h_{pot} = fac_{pot} \frac{k_{pot}}{e_{pot}}$$

où fac_{flui} et fac_{pot} sont des facteurs correctifs (mis à 1 par défaut), k_{flui} et k_{pot} sont les conductivités de l'air et du poteyage, et e_{loc} et e_{pot} sont respectivement l'épaisseur de la lame d'air locale et l'épaisseur de poteyage locale.

	Toile réfractaire	Air
Conductivité ($W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$)	0.35	0.095
Epaisseur	1.5 mm	Fonction de la lame d'air locale

Tableau 18 : Valeur des coefficients utilisés en condition d'interface 'poteyage', pour modélisation de la toile réfractaire.

Pour le problème mécanique, nous avons fait l'hypothèse d'une condition de frottement de type Coulomb entre l'alliage à l'état solide et les différents éléments du moule (demi-moule, nez, insert et entonnoir). Pour le coefficient de frottement, nous avons retenu une valeur de 0,2 ; il s'agit d'une valeur généralement admise dans le cas d'un contact entre deux pièces d'acier.

III.1.1.2 Condition de bord libre

Une condition de convection-rayonnement est imposée sur les surfaces libres du dispositif :

$$-k\nabla T \cdot n = h(T - T_{ext}) \text{ sur } \Gamma_i \tag{4.34}$$

où $h = h_{cv} + \varepsilon_r \sigma_r (T + T_{ext})(T^2 + T_{ext}^2)$ est le coefficient d'échange thermique. h_{cv} est le coefficient de transfert par convection (pris égal à 12 $W.m^{-2}.K^{-1}$), ε_r est l'émissivité du matériau (fixée à 0.8), et $\sigma_r = 5.6696110^{-8} W.m^{-2}.K^{-4}$ est la constante de Stefan. La valeur de la température extérieure (T_{ext}) a, quant à elle, été estimée localement à partir de diverses mesures.

Ces mesures ont amené à la modélisation de différents groupes de faces sensés refléter la température de l'air ambiant, aux environs du dispositif. En effet, du fait qu'il se retrouve confiné sous les plaques de protection du dispositif (cf. Figure 17 du chapitre 2), cet air a une température comprise localement entre 80 et 100°C.

Une condition en température imposée (30°C) a été définie au niveau de l'alésage du nez afin de modéliser le refroidissement par circulation d'eau.

Pour la mécanique, une condition de surface libre a été adoptée sur les bords libres du lopin : $\sigma.n = 0$.

III.1.2 Conditions initiales

Une carte de température est utilisée comme condition initiale pour les différents éléments du moule (Figure 92). Cette distribution de température est obtenue à partir de la simulation préalable de la phase de préchauffage du moule. Pour cela, nous avons modélisé les zones en contact avec la partie active des cartouches chauffantes par une condition en température imposée (445°C).

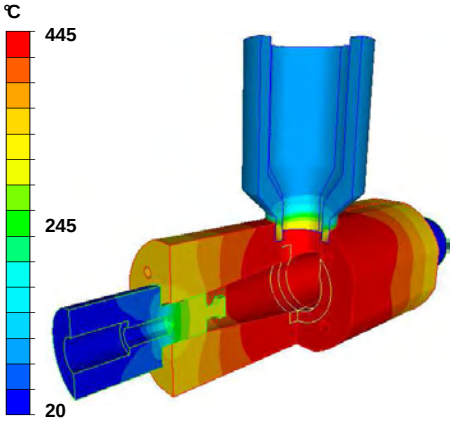


Figure 92 : Condition initiale en température utilisée pour les éléments du moule (entonnoir, insert, nez et demi-moule)

Cette carte de température reflète les conditions expérimentales de préchauffage de moule ; elle a été confrontée à des relevés de températures effectués en différents points du dispositif.

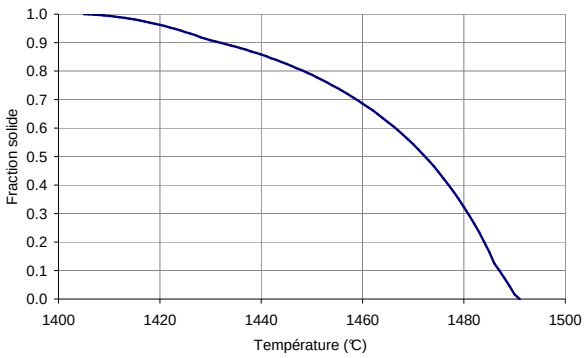
En début de calcul, la température de la pièce est supposée homogène et égale à la température mesurée au centre du lopin immédiatement après la coulée.

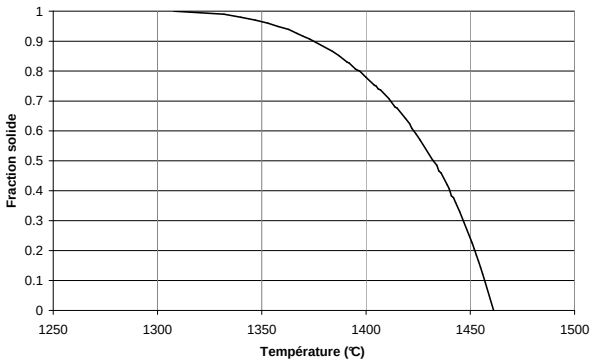
III.2 Données thermophysiques et mécaniques pour les nuances étudiées

Les données matériaux concernent les deux nuances qui ont fait l'objet des essais Crickacier, à savoir le 40CMD8 ainsi que le 100C6.

Les courbes d'évolution de la fraction solide sont présentées en Figure 93. La courbe du 40CMD8 a été calculée à partir du logiciel CEQCSI pour une vitesse de refroidissement de 1°C/s, tandis que celle du 100C6 est issue de [Costes, 2004].

(a)





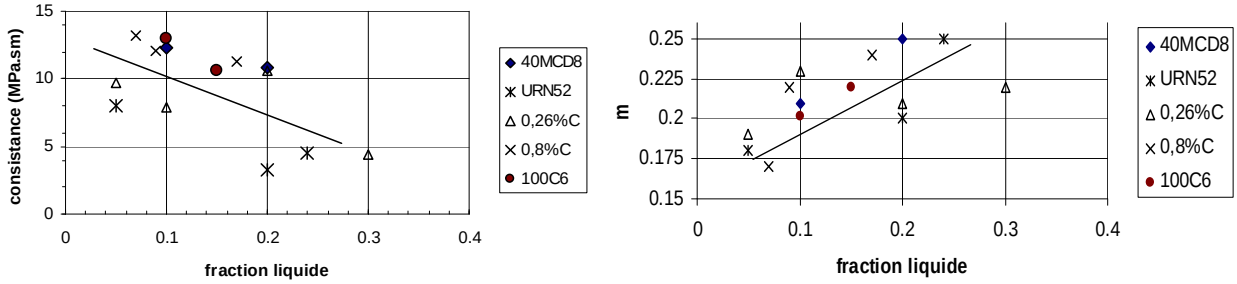
(b)

Figure 93 : Evolution de la fraction solide du 40CMD8 (a) et du 100C6 (b), avec la température

Les données thermiques du 40CMD8 nous ont été fournies par Industeel tandis que celles du 100C6 sont issues du rapport de [Bobadilla, 1993].

Les données rhéologiques à l'état pâteux du 40CMD8 et du 100C6 sont issues du projet OSC ([OSC, 2002]). Elles proviennent d'essais d'indentation (Figure 94(a)). Des essais de compression à l'état solide ont aussi été effectués sur le 40CMD8 (Figure 94(b)). Les données thermomécaniques à l'état solide ont été calculées à partir du modèle[16] de [Kozlowski, 1992] ([Costes, 2004]).

(a)



(b)

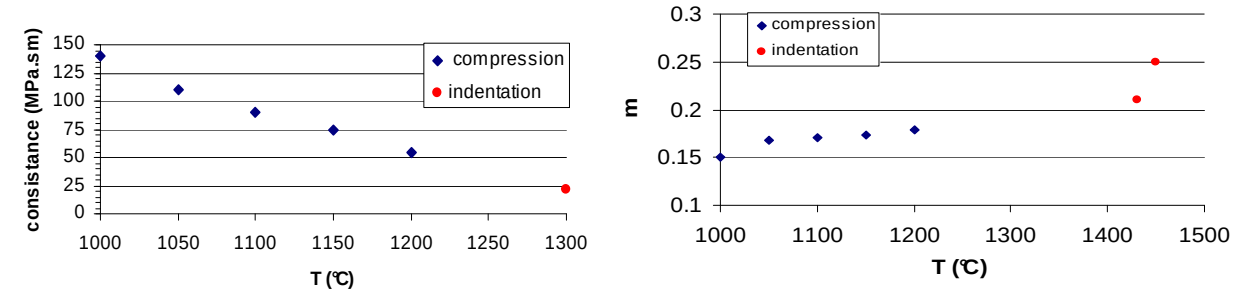


Figure 94 : Rhéologie à haute température ([OSC, 2002])

(a) Rhéologie du 40CMD8 et du 100C6 dans l'état semi solide (essais d'indentation)
(b) Rhéologie du 40CMD8 à l'état solide (essais d'indentation et de compression)

Les Figure 95 et Figure 96 donnent l'évolution de la consistance (K) et de la sensibilité à la vitesse de déformation (n) en fonction de la température pour le 40CMD8 et le 100C6. Il convient de noter que les paramètres rhéologiques de la Figure 94 ont été établis dans le cas d'une loi multiplicative de type II ($\overline{\sigma} = \sigma_s + K\overline{\varepsilon}^n \dot{\overline{\varepsilon}}^m$) tandis que les données de la Figure 96

[16] Le modèle II de Kozlowski propose une loi de fluage où le temps t intervient explicitement. En faisant l'approximation de vitesses de déformation constantes et d'un chargement monotone, on peut substituer le temps avec $t = \vec{\varepsilon} / \dot{\vec{\varepsilon}}$, ce qui permet d'obtenir une expression semblable à la loi multiplicative et donc d'identifier les différents paramètres ([Heinrich, 2003]).

correspondent à une loi multiplicative de type I ($\overline{\sigma} = \sigma_s + K(\sqrt{3})^{m+1}\overline{\varepsilon}^n\dot{\overline{\varepsilon}}^m$). Les consistances des Figures 8 et {9,10} sont donc définies à un facteur $(\sqrt{3})^{m+1}$ près.

Pour l'évolution de la consistance du 40CMD8 dans l'état pâteux, nous nous sommes basés sur les valeurs issues des essais d'indentation et nous avons ensuite supposé une décroissance exponentielle au delà d'une fraction liquide de 0,3 comme suggéré par [Heinrich, 2003]. Pour la sensibilité à la vitesse de déformation, nous avons considéré une évolution linéaire avec la température comme illustré en Figure 95(b).

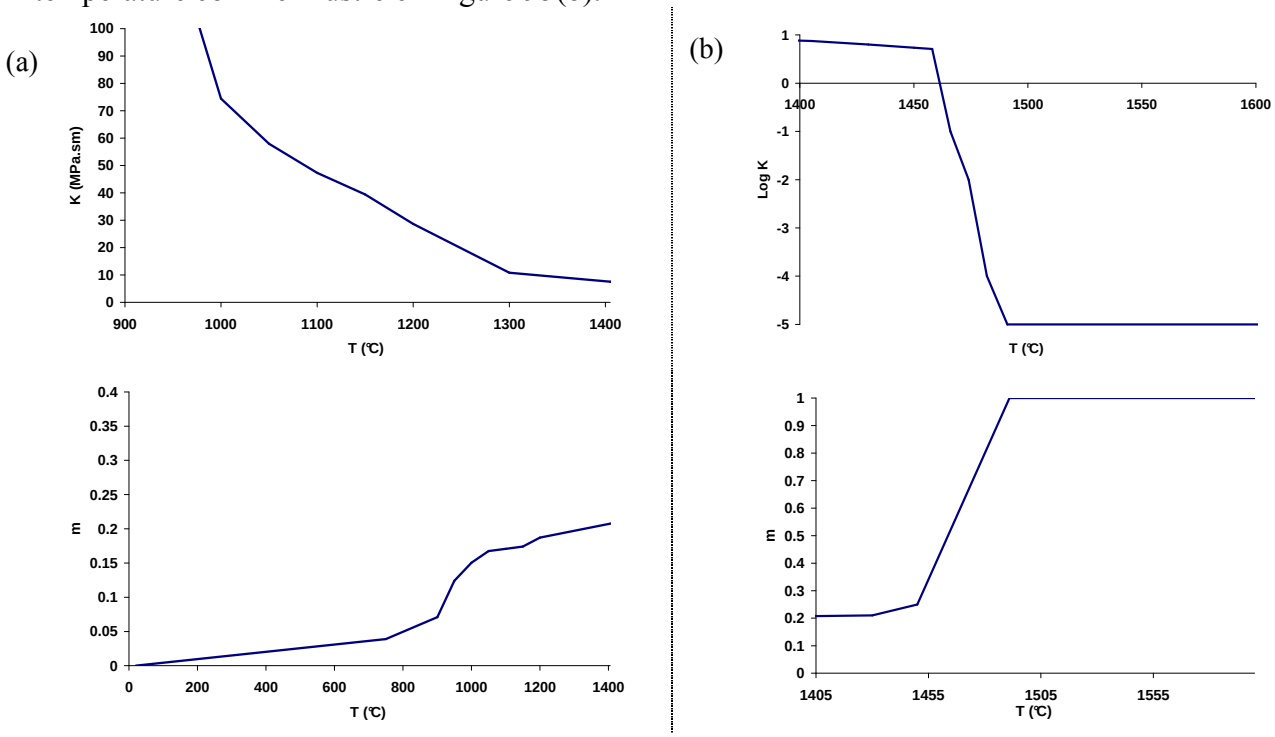


Figure 95 : Evolution de la consistance et de la sensibilité à la vitesse de déformation dans le cas du 40CMD8

(a) Etat solide : loi élasto-viscoplastique multiplicative (4.7)
(b) Etat pâteux et liquide : loi viscoplastique multiplicative (4.6)

En ce qui concerne le 100C6, nous avons été contraints d'utiliser des valeurs de consistance plus faibles que celles issues de la Figure 94. En effet, la tabulation en température des différents paramètres rhéologiques impliquait une évolution anormale de la contrainte $\sigma(T)$ (pour $\overline{\varepsilon}$ et $\dot{\overline{\varepsilon}}$ fixés) aux environs du solidus. Ce pic de contrainte était bien entendu inacceptable car il n'a aucun sens physique. D'autre part, des simulations numériques ont démontré que cette rhéologie impliquait des niveaux de contraintes trop importants dans l'intervalle de fragilité de l'alliage pour être réalistes (localement la valeur de la contrainte pouvant atteindre jusqu'à *22 MPa* dans certaines zones de la pièce).

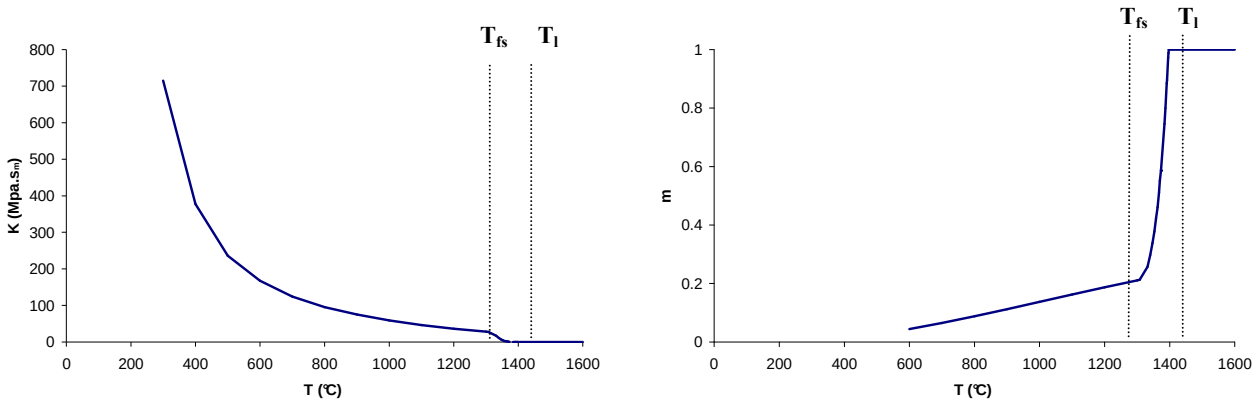


Figure 96 : Evolution de la consistance (à gauche) et de la sensibilité à la vitesse de déformation (à droite) du 100C6 (loi elasto-viscoplastique multiplicative (4.7), et loi viscoplastique multiplicative (4.6) au dessus de T_{fs})

(T_L et T_{fs} sont respectivement les températures de liquidus et de fin de solidification)

Au final, la rhéologie issue du modèle II de Kozlowski et al. ([Kozlowski, 1992]) pourrait s'avérer mal définie aux hautes températures. A ces températures (1000°C et plus), on s'attendrait à avoir un écrouissage pratiquement nul, ce qui n'est pas le cas dans le modèle de Kozlowski. Il conviendrait alors d'investir dans la mise en place d'essais rhéologiques à haute température afin d'être capable d'estimer la rhéologie au cours de la solidification et du refroidissement de tels alliages.

IV. Etudes numériques de différentes configurations

Les résultats expérimentaux ont montré l'influence des conditions de solidification sur la criquabilité des éprouvettes Crickacier (Chapitre 3). Ces diverses observations sont extrêmement intéressantes car elles pourront être confrontées aux cartes de sensibilité à la fissuration à chaud prédites par les différents critères. L'objet d'une telle confrontation est d'abord d'ordre qualitatif compte tenu de la complexité de l'essai Crickacier.

IV.1 Introduction

Nous présenterons par la suite les résultats, en terme d'indices de sensibilités à la fissuration à chaud, en fonction des différentes configurations de solidification mises en œuvre lors des essais Crickacier. D'une manière générale, les simulations thermomécaniques ont permis de démontrer que, du fait du retrait contrarié, le dispositif génère un chargement mécanique de traction au niveau du point chaud central comme en atteste la Figure 97(a). En toute logique, on distingue dans la pièce, une zone de compression à proximité des vis d'ancrage, d'une zone de traction lorsqu'on s'éloigne des ancrage suivant la direction -x (i.e. en se rapprochant du plan de symétrie longitudinal de la pièce).

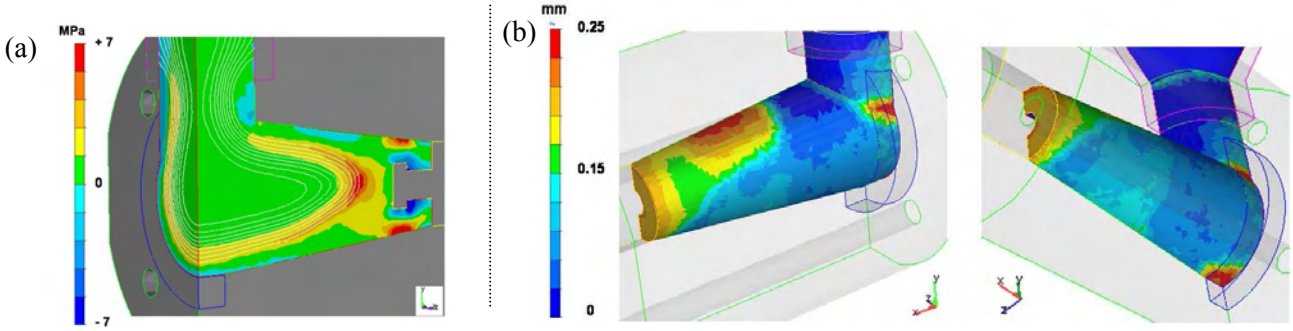


Figure 97 : Simulation thermomécanique d'un essai Crickacier en cours de solidification (*t=25s*)

(a) Contrainte longitudinale σ_{xx}
(Les contours blancs sont des iso-fraction liquide : ils permettent de visualiser la position de la zone pâteuse)

(b) Lame d'air entre la pièce et le moule

Au cours de la solidification et du refroidissement, la pièce a alors tendance, de par sa géométrie –et modulo les conditions de refroidissement–, à se rétracter préférentiellement dans certaines zones (cf. Figure 97(b)). Celle-ci se décolle ainsi progressivement du moule lors de sa solidification et de son refroidissement ; on remarque par exemple qu'à *t=200s*, la pièce présente une lame d'air particulièrement importante au niveau de la partie inférieure du point chaud central (cf. Figure 98).

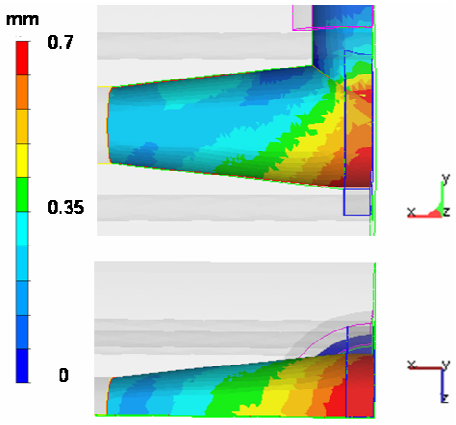


Figure 98 : Lame d'air entre la pièce et le moule au cours du refroidissement de la pièce (*t=200s*)
(La pièce étant entièrement solidifiée)

IV.2 Influence relative du matériau de l'insert

Les coulées effectuées en configuration 'solidification homogène' (moule tout acier) avec différents paramètres procédé ont toutes démontré une tendance forte du matériau à ne pas criquer, tandis que celles réalisées en configuration 'insert réfractaire' (dans diverses conditions thermiques), ont toujours abouti à des pièces fissurées en partie centrale. Le choix du matériau constitutif de l'insert s'est donc révélé être un facteur discriminant sur l'apparition de criques à chaud. Ayant réalisé l'ensemble de ces coulées avec des paramètres procédé différents[17] (cf. Tableau 5 du chapitre 3), nous avons cherché à tester l'influence du matériau de l'insert (Acier/Réfractaire), toutes choses égales par ailleurs, sur la prédiction des critères. L'objectif d'une telle confrontation est de déterminer si les critères sont capables de suffisamment bien reproduire cette différence de criquabilité. La Figure 99 illustre l'influence relative du matériau de l'insert vis-à-vis des prédictions des indices HCS des différents critères.

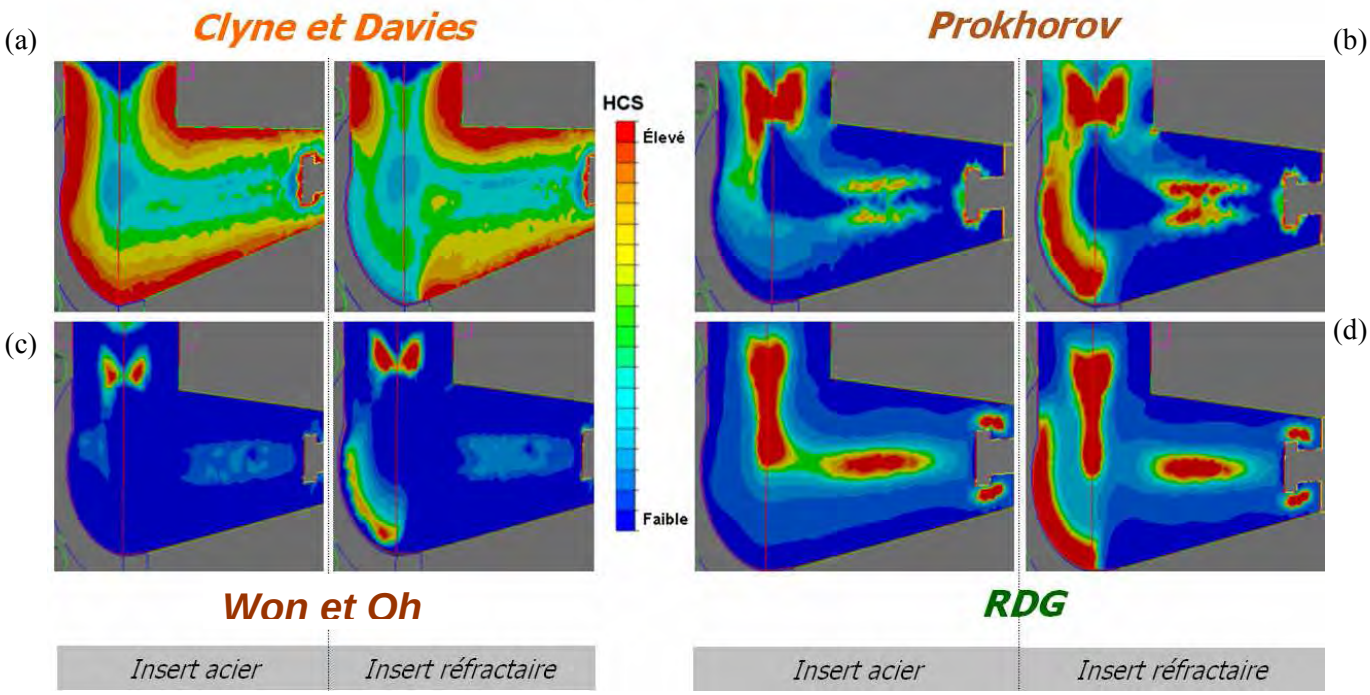


Figure 99 : Expression de l'indice de sensibilité à la fissuration à chaud (HCS) d'après l'expression des critères de Clyne et Davies (a), Prokhorov (b), Won & Oh (c) et RDG (d).

Pour chacun de ces critères, la figure de gauche correspond au cas avec 'insert acier' tandis que celle de droite correspond à celui avec 'insert réfractaire'.

(Coulées de 40CMD8)

Chaque indice représente uniquement les sites d'amorçage potentiels de défauts selon un critère. On remarque que, toutes choses égales par ailleurs, trois des critères (RDG, Prokhorov et Won & Oh) reproduisent bien l'influence relative du matériau de l'insert sur la présence (ou non) de fissures aux endroits où elles sont constatées expérimentalement ; seul le critère de Clyne et Davies ne correspond pas aux observations expérimentales. Les prédictions des critères RDG, Prokhorov et Won & Oh donnent, à quelques nuances près, des zones de risque relativement similaires. Ce sont en effet les zones qui subissent le chargement mécanique le plus défavorable au cours de la solidification.

La différence entre ces deux familles de simulation (Simulation 'insert acier' / Simulation 'insert réfractaire') vient uniquement de la valeur des paramètres matériau relatifs au type d'insert (Tableau 19). Ces valeurs correspondent respectivement à l'insert acier (même nuance que le demi-moule) et à l'insert réfractaire de 'type 1'.

[17] La répétabilité thermique de ce type de coulées n'a donc pu être validée

	Insert Acier	Insert Réfractaire
Masse volumique (kg/m^3)	7840	800
Chaleur massique (J/kg/K)	460	1100
Conductivité thermique (W/m/K)	42.6	0.35

Tableau 19 : Données matériau suivant la nature de l'insert

Ces cartes de risque (Figure 99) permettent de rendre compte de l'influence du matériau de l'insert. On constate au final, que le risque relatif de criquabilité aux environs de l'insert s'explique par une différence de sollicitations mécaniques (notamment en terme de vitesses de déformation) lorsque l'alliage est dans son intervalle de fragilité. Ces résultats démontrent, dans un premier temps, l'importance du chargement mécanique sur le risque de fissuration à chaud.

Les prédictions du critère de L'IRSID sont présentées à la Figure 100 ; il s'agit ici d'une analyse quantitative, à la différence des résultats de la Figure 99 qui ne laissaient apparaître qu'une analyse qualitative. Sur cette figure, les zones noires correspondent aux zones où l'indice HCC_{IRSID} est égal à 1 : cela signifie que le critère prédit localement l'apparition de fissures. Ce critère offre une analyse quantitative binaire en dissociant les zones fissurées des zones saines ; et non pas une carte de risque relatif.

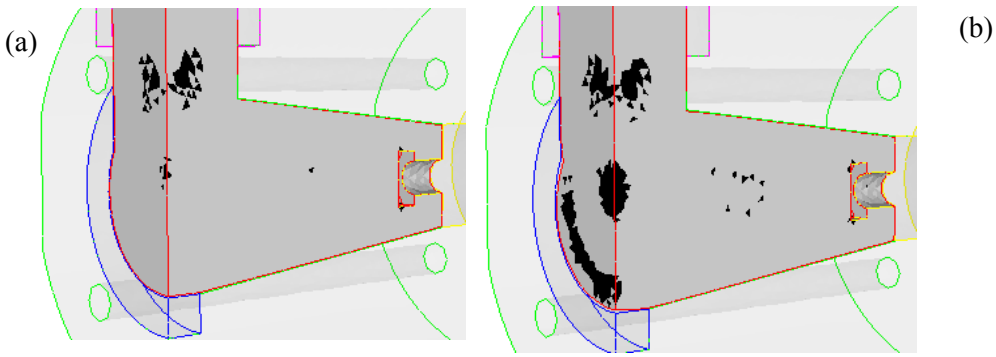


Figure 100 : Influence relative du matériau de l'insert sur la prédiction du critère de L'IRSID. (Les zones avec un indice HCC positif apparaissent en noir)

(a) Solidification avec insert acier, (b) solidification avec insert réfractaire.

(Coulées de 40CMD8)

On constate que, pour ces simulations numériques les coulées effectuées en configuration 'insert réfractaire' sont vues comme étant critiques au niveau de l'insert, à la différence des coulées effectuées en configuration 'solidification homogène' où seule la zone du col de la masselotte apparaît comme étant fissurée.

IV.3 Configurations répétables

Une modélisation précise des conditions aux limites est primordiale pour la simulation d'un essai de fonderie : c'est dans cette optique que nous avons cherché à valider la reproductibilité des mesures thermiques. Cette condition de reproductibilité est fondamentale car elle signifie que les enregistrements sont valides, et donc qu'ils permettent de caler les évolutions thermiques issues de la simulation numérique aux évolutions mesurées expérimentalement.

Ce travail a été entrepris sur les coulées dont on a réussi à obtenir des évolutions thermiques comparables, à savoir les trois familles présentées dans le chapitre 3 au paragraphe 3.V.1.2 (coulées {18, 19, 20 21}, {23, 24, 25, 26}, {28, 29, 30}).

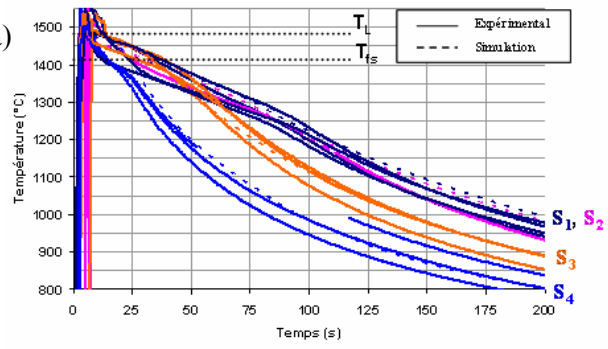
IV.3.1 Coulées de 40CMD8 (coulées 18 à 21)

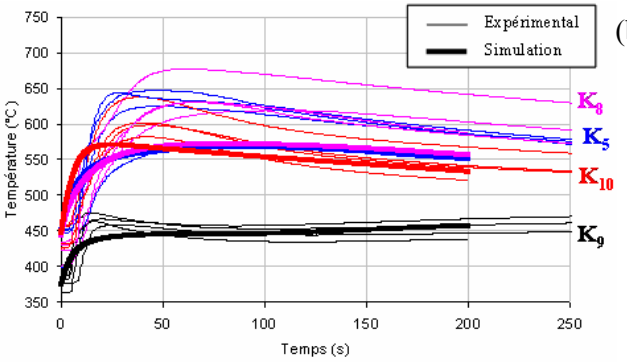
La première famille de coulées répétables (coulées 18 à 21) a été effectuée sur l'alliage 40CMD8.

IV.3.1.1 Evolution des observables

La Figure 101 représente l'évolution de la température dans la pièce et le moule lors des coulées 18 à 21.

(a)





(b)

Figure 101 : Evolution de la température au cours du temps dans le cas de coulées identiques de 40CMD8. Comparaison entre l'expérience et la simulation.

(a) Température dans la pièce (capteurs S_1 à S_4)
(T_L et T_{fs} sont respectivement les températures de liquidus et de fin de solidification)

(b) Température dans le moule (capteurs K_5 à K_{10})

La simulation reproduit bien les évolutions de température au niveau des quatre thermocouples S au cours de la solidification et du refroidissement de la pièce (Figure 101(a)).

En ce qui concerne le moule, la thermique est en très bon accord pour les thermocouples K9 et K10, un peu moins pour les autres thermocouples (Figure 101(b)). Ceci peut s'expliquer par le fait que les zones proches du centre du moule subissent des gradients thermiques et des variabilités importants du fait du remplissage. Ainsi, les moindres erreurs de localisation du thermocouple et variabilité du remplissage se répercutent immédiatement sur la mesure.

Au final et compte tenu des dispersions, il apparaît que la simulation numérique est capable de reproduire globalement l'histoire thermique des coulées 18 à 21. Ce résultat nous permet en conséquence d'exprimer les critères dans le cas de cette famille de coulées.

IV.3.1.2 Prédictions des critères

La distribution spatiale de l'indice de sensibilité à la fissuration à chaud (HCS) est donnée en Figure 102 dans le cas des coulées 18 à 21. L'échelle de représentation permet de distinguer le risque relatif localement encouru par l'alliage : les zones bleues correspondent aux zones où l'indice est proche de la sa valeur minimum, tandis que les zones rouges se rapportent aux zones où l'indice atteint sa valeurs maximale.

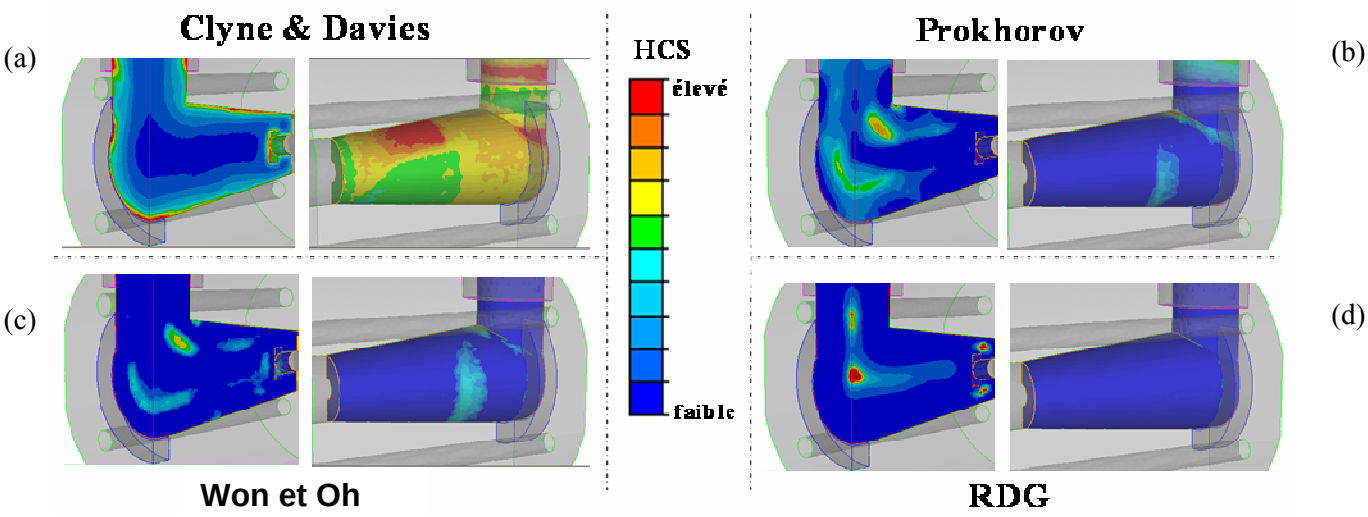


Figure 102 : Expression de l'indice de sensibilité à la fissuration à chaud (HCS) d'après l'expression des critères de Clyne & Davies (a), Prokhorov (b), Won & Oh (c) et RDG (d).

Cas des coulées 18 à 21 (40CMD8)

Les critères d'inspiration 'mécanique du solide' (Prokhorov, Won & Oh) sont en accord qualitatif avec les observations effectuées lors de ces coulées (Figure 103, Figure 104) tandis que les autres critères (Clyne & Davies, RDG) ne reproduisent pas le risque local de fissuration à chaud. Ainsi, le critère RDG pointe des zones où l'on observe plutôt la formation de vide sous forme de macroporosités (défaut d'alimentation lors de la solidification) ce qui est conforme à sa nature. Il est d'autre part possible que le mauvais accord du critère RDG vienne en partie de la façon dont est exprimé ce critère dans THERCAST®. En effet, le modèle nécessite de connaître la valeur de la pression métallostatique qui s'exerce au niveau des têtes de dendrite. Par simplicité de mise en œuvre numérique, la pression qui est calculée par le code est directement la pression métallostatique p_m^{elt} qui s'exerce dans la pièce lors du premier incrément de la simulation (ρgh). La valeur de la pression recherchée peut être amenée à être différente de la pression calculée, et ce particulièrement dans le cas où une poche de liquide se retrouve isolée par une partie solide connexe (l'indice aura donc une valeur plus faible car la pression considérée est plus élevée que la pression aux pointes des dendrites). Dans ce contexte, l'expression du critère RDG s'en trouve donc dégradée.

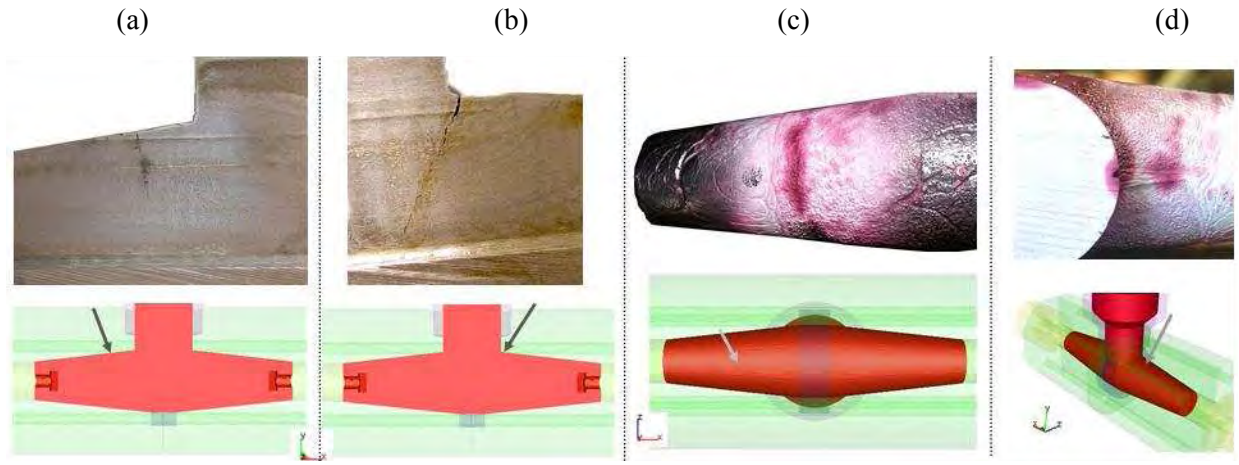


Figure 103 : Diverses localisations de fissures observées sur les coulées 18 à 21

Nous avons vu dans le Chapitre 4 que des fissures désaxées ont été détectées sur l'ensemble des coulées de cette famille. La Figure 103 illustre la localisation de ces défauts sur différentes coulées : les fissures sont systématiquement présentes dans la partie supérieure de la pièce à proximité du col de la masselotte (Figure 103(a), (b) et (d)), et la probabilité de défauts dans la partie inférieure reste quant à elle plus faible. On constate que les critères de Prokhorov et de Won & Oh indiquent un risque maximum dans la zone où l'on observe ces 'criques supérieures', et ce particulièrement au niveau du raccord avec le col de la masselotte (Figure 103(b)). Les cas (a) et (b) de la Figure ci-dessus montrent que la localisation précise de ces criques supérieures peut varier sensiblement d'une coulée à l'autre. Cette dispersion sera abordée plus en détails dans le paragraphe 4.V.2.2.

La coulée 18 a abouti à la pièce avec les fissures les plus prononcées (Figure 104(a)) et il est intéressant de constater que les zones de forte sensibilité issues de l'indice de Won & Oh sont en accord avec la localisation de la fissure principale (Figure 104(b), Figure 107).

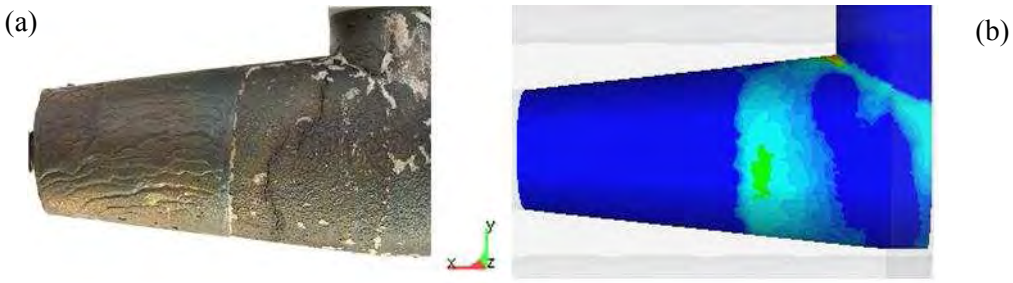


**Figure 104 : Confrontation entre la zone fissurée (a)
et l'expression de l'indice de sensibilité à la fissuration à chaud de Won & Oh (b)**

L'analyse du chargement mécanique montre que les zones fissurées correspondent aux endroits où localement le chargement mécanique 'endommageant' est le plus élevé (Figure 105). Ce chargement est relativement important dans la zone subsurface à proximité du col de la masselotte. Cette zone correspond à une zone de propagation de la fissure. En effet, le chargement mécanique peut alors être suffisant pour propager localement la fissure une fois le défaut amorcé au niveau de la surface de la pièce (zone de plus forte sensibilité).

(a) (b)

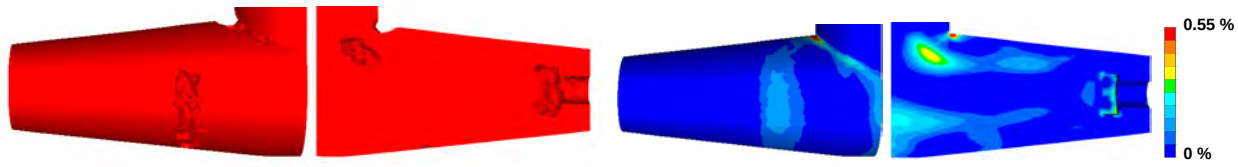


Figure 105 : Chargement mécanique 'endommageant' au sens de la fissuration à chaud

(a) Filtrage de $Max_{BTR}(\dot{\hat{\varepsilon}})$ au-dessous de 0,55 10^{-3} s^{-1}
(les 'trous' correspondent aux zones où la vitesse de déformation 'endommageante' est localement supérieure à 0,55 10^{-3} s^{-1})

(b) Distribution de la déformation cumulée $\Delta_{BTR}\hat{\varepsilon}$ dans l'intervalle de fragilité du matériau (Indice de Yamanaka)

L'accord qualitatif entre les Figure 103, Figure 104 et Figure 105 montre l'importance du chargement mécanique dans l'intervalle de fragilité de l'alliage sur l'apparition de criques à chaud. Les déformations $\Delta_{BTR}\hat{\varepsilon}$ et vitesses de déformation $Max_{BTR}(\dot{\hat{\varepsilon}})$ (respectivement 1% et 2 $10^{-3}s^{-1}$ au niveau du col) sont du même ordre de grandeur que les seuils de criquabilité estimés expérimentalement sur des aciers ([Bobadilla, 1988]). La simulation numérique donne des valeurs de contrainte 'endommageante' relativement importantes et ce principalement à cœur (Figure 106). Ces valeurs paraissent relativement élevées vis-à-vis des seuils de criquabilité que l'on rencontre dans la littérature ([Triolet, 2005]). Si l'on se réfère aux contraintes, cela signifierait alors que la pièce serait fissurée à cœur, ce qui n'est pas le cas. Le critère de l'IRSID prédit alors –du seul fait de contraintes 'endommageantes' supérieures à *5 MPa*– la partie centrale de la pièce (couleur jaune et au-delà sur la Figure 106) comme étant fissurée.

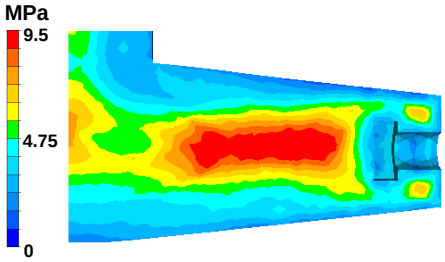


Figure 106 : Distribution de la contrainte 'endommageante' $Max_{BTR}(\hat{\sigma})$

La Figure 107 présente une analyse quantitative des critères de Prokhorov et de Won & Oh. En effet, ces deux indices sont définis pour rester négatifs tant qu'aucune fissure n'est prédite et positifs une fois que le défaut est amorcé (cf. paragraphe 4.II.2).

(a) (b)

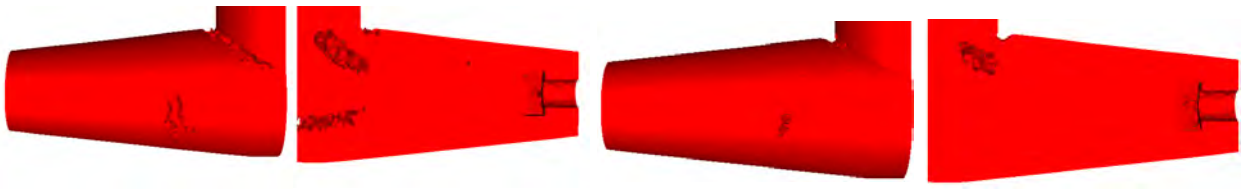


Figure 107 : Analyse quantitative des critères de fissuration à chaud

(a) Critère de Prokhorov (filtrage des valeurs négatives)

(b) Critère de Won & Oh (filtrage des valeurs inférieures à -0,009)

La Figure 107(a) montre que le critère de Prokhorov détecte bien les zones fissurées ; il prédit cependant une autre zone comme problématique, située en partie centrale à cœur. Les zones positives restent très proches de zéro : cela signifie donc que le chargement critique –au sens du critère de Prokhorov– a été dépassé de peu.

La Figure 107(b) démontre que les coulées 18 à 21 ne sont pas vues comme 'fissurantes' au sens du critère de Won & Oh ; seules les zones où l'indice est supérieur à -0.9% ont été enlevées. En effet, l'indice de Won & Oh reste négatif en tout point du lopin. La valeur maximale est de -0.3% au niveau du col, c'est-à-dire qu'il manque 0.3% de déformation pour commencer à fissurer ; cet ordre de grandeur n'est pas aberrant compte tenu des incertitudes relatives à l'essai ainsi qu'à sa modélisation.

Au final, ces résultats montrent qu'il est assez délicat de mener à bien une analyse quantitative précise, la rhéologie de l'alliage restant assez mal estimée à ces niveaux de température. Néanmoins, l'ordre de grandeur des critères d'inspiration mécanique du solide est le bon. Ces critères paraissent une fois de plus pertinents.

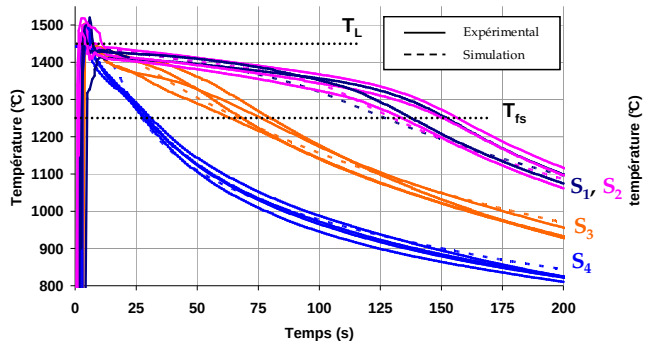
IV.3.2 Coulées de 100C6 (coulées 23 à 30)

Les seconde et troisième familles de coulées répétables (coulées {23, 24, 25, 26} et {28, 29, 30}) ont été effectuées sur la nuance 100C6.

IV.3.2.1 Evolution des observables

La Figure 108 représente l'évolution de la température dans la pièce lors des coulées {23, 24, 25, 26} et {28, 29, 30}.

(a)



(b)

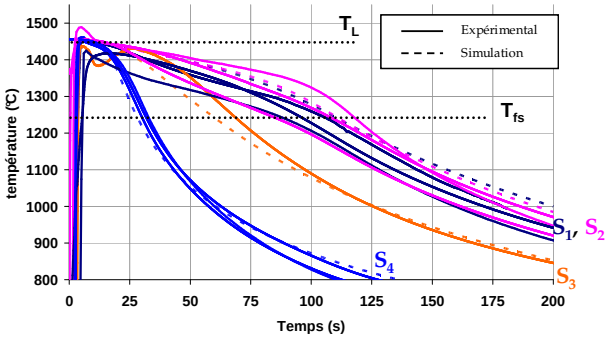
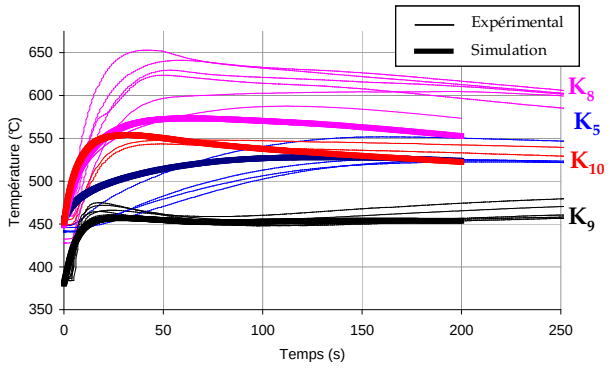


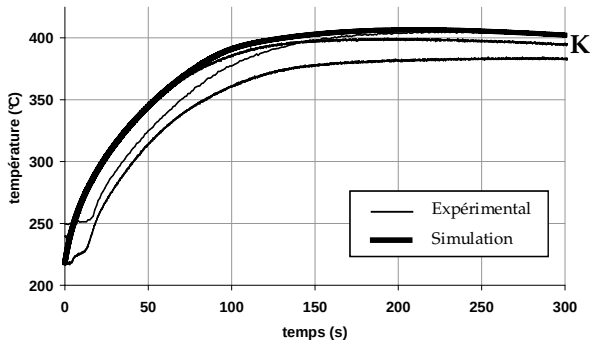
Figure 108 : Evolution de la température du lopin au cours du temps dans le cas de coulées identiques de 100C6 (T_L et T_{fs} sont respectivement les températures de liquidus et de fin de solidification). Comparaison entre l'expérience et la simulation

(a) Coulées 23 à 26 (CEMEF), (b) Coulées 28 à 30 (CREAS)

Même si la dispersion expérimentale est plus grande pour les essais du CREAS, la simulation reproduit bien les évolutions de température dans la pièce au cours de la solidification et du refroidissement, dans le cas des deux familles de coulées.

(a)





(b)

Figure 109 : Evolution de la température du moule au cours du temps dans le cas de coulées identiques de 100C6
Comparaison entre l'expérience et la simulation.

(a) Coulées 23 à 26 (CEMEF), (b) Coulées 28 à 30 (CREAS)

De même, on observe un bon accord entre l'expérimental et le numérique concernant l'évolution des températures dans le moule (Figure 109). Les évolutions thermiques de ces deux familles d'essais sont donc bien reproduites par la simulation numérique.

IV.3.2.2 Prédictions des critères

La distribution spatiale de l'indice de sensibilité à la fissuration à chaud (HCS) est donnée en Figure 110. Les résultats sont qualitativement très proches entre les coulées {23, 24, 25, 26} et les coulées {28, 29, 30}. Pour cette raison, on ne présentera dans cette partie que les prédictions concernant les coulées 28 à 30 ; une analyse plus fine sera ensuite établie au paragraphe 4.IV.3.2.3.

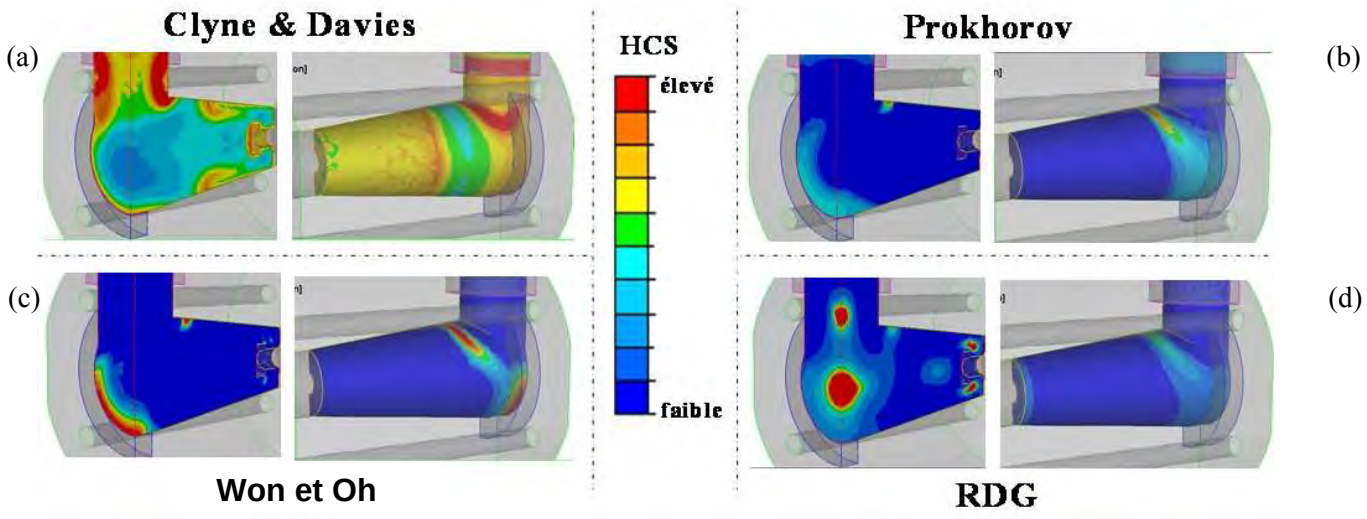


Figure 110 : Expression de l'indice de sensibilité à la fissuration à chaud (HCS) d'après l'expression des critères de Clyne et Davies (a), Prokhorov (b), Won & Oh (c) et RDG (d).

Cas des coulées 28 à 30 (100C6)

La Figure 111 démontre que les critères mécaniques (Prokhorov, Won & Oh) se révèlent une nouvelle fois capables de bien reproduire le risque local de fissuration à chaud.

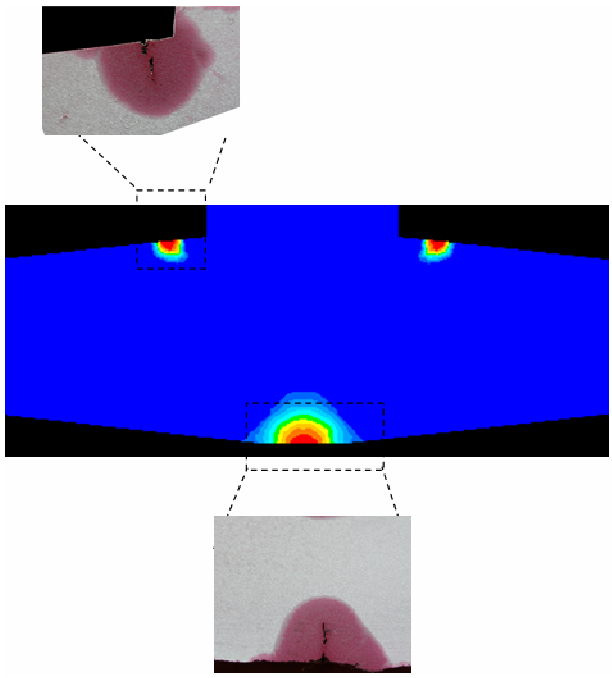


Figure 111 : Confrontation entre la localisation des zones fissurées et l'expression de l'indice de sensibilité à la fissuration à chaud de Won & Oh

Le critère RDG exprime un risque moyen dans les zones fissurées et un risque beaucoup plus important à cœur. On retrouve une fois de plus l'incapacité du critère de Clyne et Davies, voire du critère RDG (modulo les explications déjà fournies), à prédire correctement les zones à risque.

L'analyse du chargement mécanique montre à nouveau, pour ces deux familles d'essais, que les zones fissurées correspondent effectivement aux endroits où le chargement mécanique 'endommageant' est le plus important (Figure 112).

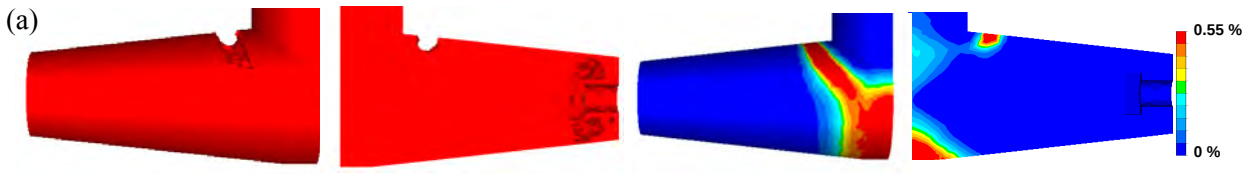


Figure 112 : Chargement mécanique 'endommageant' au sens de la fissuration à chaud.

(a) Filtrage de $Max_{BTR}(\dot{\hat{\varepsilon}})$ au-dessous de 0,55 10^{-3} s^{-1}.
(les 'trous' correspondent aux zones où la vitesse de déformation 'endommageante' est localement supérieure à 0,55 10^{-3} s^{-1})

(b) Distribution de la déformation cumulée $\Delta_{BTR}\hat{\varepsilon}$ dans l'intervalle de fragilité du matériau.
(Indice de Yamanaka)

Les vitesses de déformation ($Max_{BTR}(\dot{\hat{\varepsilon}})$) sont comparativement moins importantes dans la zone de l'insert (environ 0,35 10^{-3} s^{-1}) qu'au niveau de la fissure désaxée (environ 1,1 10^{-3} s^{-1}) alors que le niveau de déformation cumulée $\Delta_{BTR}\hat{\varepsilon}$ est sensiblement le même dans les deux zones (autour de 1%). Le simple fait de prendre en compte uniquement la vitesses de déformation ($Max_{BTR}(\dot{\hat{\varepsilon}})$) peut s'avérer restrictif : on s'aperçoit par exemple qu'aucune fissure n'est détectée aux environs des ancrages alors que la vitesse de déformation y est importante (environ 10^{-3} s^{-1}). La déformation cumulée reste en définitive négligeable (inférieure à 0.1%) dans cette zone. L'alliage ne reste pas suffisamment de temps dans un état vulnérable pour voir apparaître localement des fissures.

La contrainte 'endommageante' présente ici des valeurs beaucoup plus faibles que dans le cas des coulées de 40CMD8 (cf. Figure 113 et Figure 106).

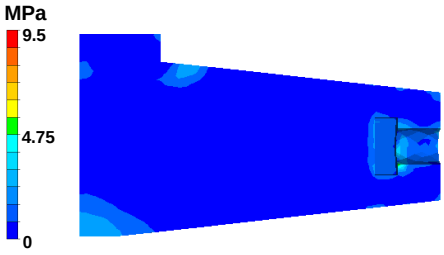


Figure 113 : Distribution de la contrainte 'endommageante' $Max_{BTR}(\hat{\sigma})$

La Figure 114 présente une analyse quantitative des critères de Prokhorov et de Won & Oh.

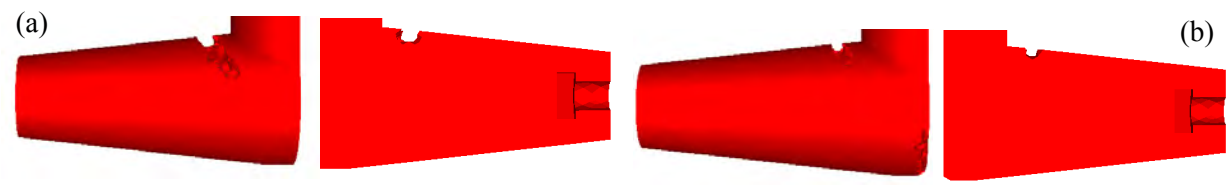


Figure 114 : Analyse quantitative des critères.

(a) Critère de Prokhorov (filtrage des valeurs négatives)

(b) Critère de Won & Oh (filtre à -0,5%)

Le critère de Prokhorov (Figure 114(a)) prédit effectivement les fissures désaxées ($HCC_{Prokhorov}$= +0,45 10^{-3} s^{-1}) ; la zone de l'insert reste négative mais cependant très proche de zéro ($HCC_{Prokhorov}$= -2 $.10^{-5}$ s^{-1}). Cela signifie alors que le chargement critique, au sens du critère de Prokhorov, a pratiquement été atteint au niveau de l'insert. Le critère de Won & Oh (Figure 114(b)) prédit, sur cette famille de coulées, une sensibilité supérieure à celle des coulées 18 à 21 (cf. Figure 107(b)). Cet indice donne –tout comme l'indice de Prokhorov– un risque de fissuration plus important pour les fissures désaxées ($HCC_{Won\&Oh}$= -0,15%) que pour les fissures centrales ($HCC_{Won\&Oh}$= -0,5%). En définitive, l'indice de Won & Oh a une légère tendance à sous-estimer le risque de fissuration à chaud.

IV.3.2.3 Comparaison entre les coulées CEMEF et les coulées CREAS

D'un point de vue expérimental, le risque de fissuration entre les coulées {23, 24, 25, 26} et les coulées {28, 29, 30} s'est montré similaire. Pour rappel, cette étude différencie seulement les coulées ayant fait apparaître une (ou des) fissure(s), des coulées ayant abouti à des pièces saines (CRIQUE / NE CRIQUE PAS) ; les dimensions des fissures ne sont pas prises en compte car nous nous intéressons uniquement aux conditions qui mènent à l'apparition des fissures et non à leur propagation. En ce sens, ces deux familles de coulées ne sont pas discriminantes du point de vue fissuration à chaud.

D'un point de vue numérique, ces deux familles de coulées présentent un risque de fissuration globalement comparable. Les coulées {28, 29, 30} subissent des vitesses de refroidissement plus importantes que les coulées {23, 24, 25, 26} (cf. Figure 108) ; ceci se traduit par des vitesses de déformations sensiblement plus importantes. D'un autre côté, le temps passé par l'alliage dans son intervalle de fragilité (BTR) est plus faible dans le cas des coulées {28, 29, 30}. Ainsi, ces deux effets se compensent : ceci explique que l'on obtienne alors une sensibilité à la fissuration sensiblement comparable. Selon les considérations des critères, le risque est soit légèrement supérieur (cas des critères de Clyne & Davies, Won & Oh), soit légèrement inférieur (Prokhorov, RDG) pour les coulées {28, 29, 30} que pour les coulées {23, 24, 25, 26}.

V. Discussion

V.1 Analyse critique de la modélisation des essais

L'objectif de cette partie est de faire le bilan en ce qui concerne la modélisation des essais Crickacier.

V.1.1 Influence du remplissage

Nous avons vu dans le chapitre précédent qu'il était difficile de descendre en dessous d'une certaine variabilité des évolutions de température dans la pièce. Compte tenu de cette difficulté expérimentale, la simulation numérique a tout de même permis de reproduire des évolutions qui s'inscrivaient dans ces réseaux de courbes (cf. paragraphes 4.IV.3.1.1 et 4.IV.3.2.1).

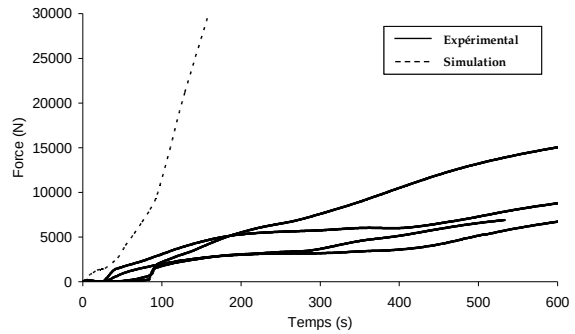
L'étape de remplissage du moule serait certainement à prendre en compte lors des simulations numériques des essais ; la dispersion des évolutions thermiques semble cependant provenir en grande partie de la variabilité due au remplissage. Ainsi, la modélisation du remplissage ne pourrait être fidèle à la réalité dans le cas où le remplissage serait amené à varier fortement d'une coulée à l'autre. En outre, le module de simulation de remplissage de moule ne permet pas, en l'état actuel des choses, de réaliser un calcul thermomécanique lors du remplissage et donc lors du début de la solidification de la croûte solide. Or, nous avons vu que les fissures se développaient au niveau de la surface et des zones en sub-surface du lopin ; en ce sens la simulation du remplissage ne permettrait pas en l'état actuel de suivre le chargement mécanique dans la zone d'intérêt.

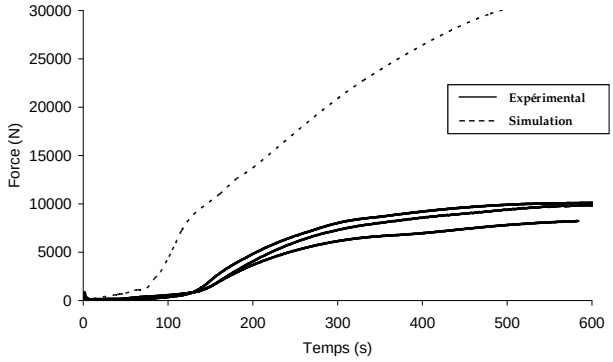
Pour ces raisons, et afin de simplifier l'étude, il nous est alors paru judicieux de réaliser dans un premier temps les simulations thermomécaniques des essais Crickacier sans prendre en compte le remplissage du moule.

V.1.2 Evolution de l'effort

La confrontation entre la mesure expérimentale de la force qui s'exerce sur les ancrages des nez et les prédictions issues de la simulation thermomécanique est donnée en Figure 115.

(a)





(b)

Figure 115 : Evolution de l'effort en fonction du temps.
Comparaison entre l'expérience et la simulation.

(a) Coulées 18 à 21 (40CMD8)

(b) Coulées 23 à 26 (100C6)

Il apparaît, autant dans le cas du 40CMD8 (Figure 115(a)) que dans celui du 100C6 (Figure 115(b)), que la simulation numérique surestime fortement la valeur de l'effort. Cette constatation va dans le bon sens étant donné que la valeur mesurée expérimentalement est a priori une sous-estimation de l'effort théoriquement développé lors de la solidification de la pièce (arc-boutement, frottement, grippage…). L'effort développé au cours de la solidification –et que l'on souhaite mesurer–, est celui qui s'applique sur l'ancrage du nez (noté F_a). L'effort effectivement

mesuré (noté F_m) aura une valeur plus faible si le nez coulisse mal par rapport au moule et se retrouve en configuration d'arc-boutement comme illustré en Figure 116.

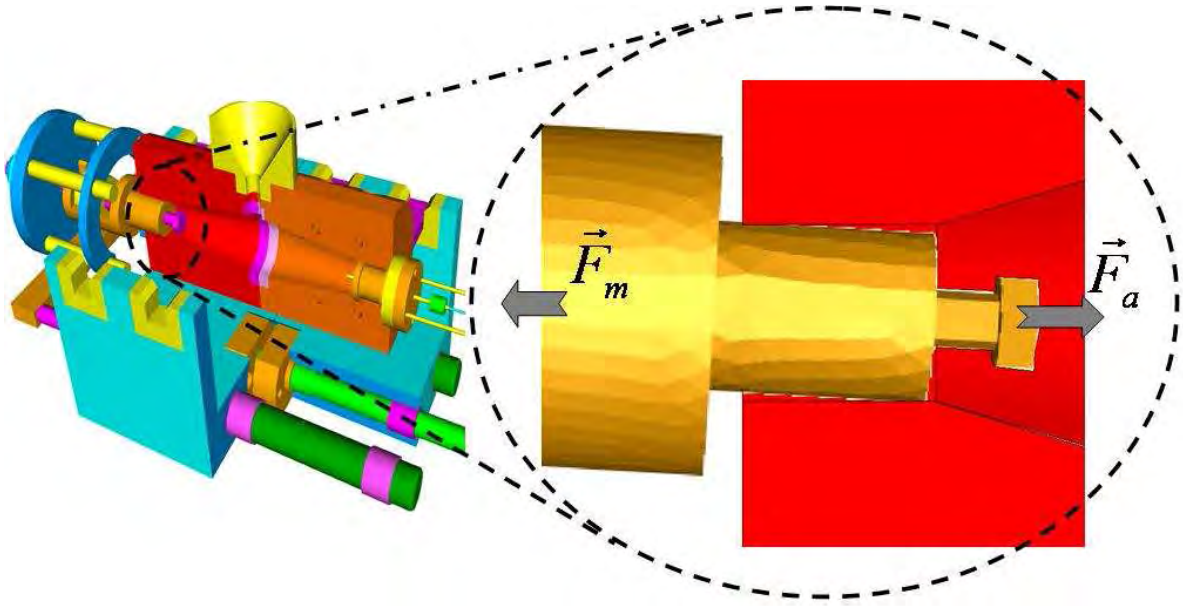


Figure 116 : Schématisation de l'arc-boutement du nez dans l'alésage du moule (l'effort est mesuré à partir du déplacement relatif du nez (pièce orange) par rapport au moule (en rouge))

La simulation numérique est en accord qualitatif (rupture de pente, asymptote…) avec les enregistrements réalisés sur les coulées de 100C6 alors que ce n'est pas le cas pour les coulées de 40CMD8.

De manière générale, la simulation prédit une augmentation significative de l'effort bien plus tôt que ce que l'on est porté à observer expérimentalement. Les causes de tels écarts peuvent être nombreuses (problème de mesure, mauvaise connaissance de la rhéologie dans cette gamme de températures, différences d'évolution thermique dans les zones où il n'y a pas de thermocouples…).

V.2 Expression des critères

Regardons maintenant l'ensemble des paramètres qu'il est important de prendre en compte lorsqu'on s'intéresse aux prédictions des critères issues de simulations thermomécaniques.

V.2.1 Paramètres des critères

Les paramètres de fissuration à chaud qui ont été adoptés sont donnés dans le Tableau 20. L'ensemble des critères sélectionnés intègre la définition de l'intervalle de fragilité (BTR) comme paramètre matériau. Les critères d'inspiration mécanique du solide nécessitent peu de paramètres tandis que le critère RDG se nourrit de données physiques (viscosité du liquide, facteur de retrait de solidification, distance entre bras de dendrites secondaires).

Paramètre	Valeur	Critère
Bornes du BTR	$f_s \in [0.8, 0.99]$ pour le 40CMD8 $f_s \in [0.9, 0.99]$ pour le 100C6	Tous les critères
$D_{\min}$	1%	Prokhorov
β	4%	RDG
λ_2	75 µm	RDG
η_l	5.10^{-3} Pa.s	RDG

Tableau 20 : Paramètres des critères de fissuration à chaud utilisés lors des simulations numériques des essais

Nous avons fixé pour D_{min} une valeur de ductilité que l'on rencontre couramment dans les aciers (soit 1%) et, identifié pour le critère RDG, la valeur de λ_2 à partir d'observations réalisées sur les échantillons de coulées.

Le choix des bornes du BTR a une répercussion sur les prédictions de l'ensemble des critères. Le fait de ne considérer qu'un intervalle restreint de fraction solide (e.g. 0.9-0.99) signifie alors que le calcul de la déformation cumulée $\Delta_{BTR}\hat{\varepsilon}$ fournira une valeur plus faible que ce qu'on aurait eu avec des bornes plus larges (e.g. 0.8-0.99). Des bornes assez larges permettent d'avoir un nombre d'incréments dans le BTR plus important et donc de comptabiliser plus finement les déformations dans l'intervalle de fragilité de l'alliage, avec le risque cependant de prendre en compte le chargement mécanique à un instant où l'alliage n'est pas encore suffisamment vulnérable à la fissuration à chaud.

Au final, les simulations des coulées de 40CMD8 ont démontré une meilleure correspondance de l'ensemble des critères pour les bornes $f_s \in [0.8, 0.99]$ tandis que les bornes $f_s \in [0.9, 0.99]$ donnent de meilleurs résultats sur les coulées de 100C6.

V.2.2 Influence des évolutions thermiques

Nous avons vu au paragraphe 4.IV.3.1 qu'il y avait une certaine dispersion au niveau des évolutions thermiques mesurées expérimentalement, et que nous nous étions par conséquent attachés à ce que les évolutions données par la simulation numérique s'insèrent dans les réseaux de courbes expérimentales. Nous avons constaté que les critères mécaniques permettaient de retrouver certains lieux d'apparition de fissures (cf. Figure 103 cas (b) et (c)) mais que certaines coulées avaient mené à des fissures légèrement plus en retrait (cf. Figure 103 cas (a) et (d)). Il est donc apparu probable que des différences d'évolution thermique lors de la solidification de la pièce puissent expliquer cette dispersion sur la localisation des défauts. Nous allons donc nous intéresser à l'influence du chargement thermique sur le chargement mécanique 'endommageant'.

Des simulations numériques ont été mises en œuvre avec des conditions limites en thermique sensiblement différentes, afin d'obtenir des évolutions thermiques dans la pièce, légèrement décalées par rapport aux évolutions présentées dans le paragraphe 4.IV.3.1.1. La différence de gradient thermique au cours de la solidification permet alors de retrouver un chargement mécanique 'endommageant' dans les zones données par les Figure 103 (a) et (d). En effet, la Figure 117 est tout à fait en accord qualitatif avec la localisation possible de fissures à chaud.

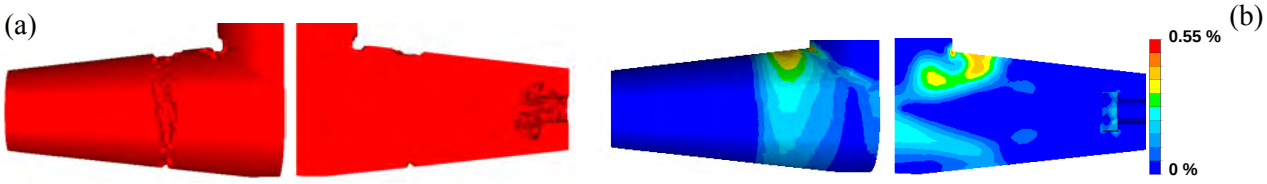


Figure 117 : Chargement mécanique 'endommageant'.
(Cas d'évolutions thermiques légèrement différentes de celles présentées en Figure 101)

(a) Filtrage de $Max_{BTR}(\dot{\hat{\varepsilon}})$ au-dessous de 0,45 10^{-3} s^{-1}.

(b) Distribution de la déformation cumulée $\Delta_{BTR}\hat{\varepsilon}$ dans l'intervalle de fragilité du matériau.
(Indice de Yamanaka)

Au final, cette étude démontre que le chargement mécanique 'endommageant' permet de justifier les lieux d'apparition de fissures. La variabilité du procédé induit des différences d'évolution thermique qui se traduisent alors par une dispersion sur la localisation précise des fissures.

V.2.3 Importance des données matériaux

Cette partie se propose de faire un bilan de l'influence des données matériaux sur les prédictions des critères.

V.2.3.1 Chemin de solidification

Le chemin de solidification a une influence de premier ordre sur la prédiction des critères. En effet, le 'BTR' (paramètre commun à tous les critères) se calcule à partir du chemin de solidification et du choix des fractions solides seuil (bornes du domaine de fragilité).

Le fait de prendre en compte l'abaissement de température de fin de solidification est primordial dans les problèmes de rupture à chaud. Or le chemin de solidification calculé –et donc la valeur du BTR qui en est déduite– dépendent fortement du modèle de microségrégation utilisé et de la cinétique de refroidissement. D'autre part, les analyses ont démontré une forte dispersion au niveau de la composition chimique des nuances coulées (cf. Chapitre 3). Cette variabilité importante signifie par conséquent des différences majeures sur le chemin de solidification des nuances qui ont fait l'objet de coulées identiques.

Les ségrégations n'étant pas prises en compte dans le code, on ne peut s'appuyer dans la mise en données, que sur la définition d'un unique chemin de solidification ; cela revient alors à fixer un BTR 'macroscopique' et commun à toutes les coulées d'une même famille. Au final, il demeure un risque de dispersion important sur le calcul du BTR, et donc sur l'expression des critères. Ce point sera abordé en détails dans le Chapitre 5.

V.2.3.2 Rhéologie haute température

Les problèmes mécaniques et thermiques sont dépendants de données concernant le matériau utilisé. Ces données sont d'ailleurs intrinsèques à chaque acier. Si les lois de comportement sont identiques quelque soit l'acier choisi, il n'en va pas de même pour les coefficients physiques qui interviennent dans les lois de comportement. Les paramètres rhéologiques utilisés dans les équations (4.5) et (4.6) restent particulièrement difficiles à estimer aux hautes températures (environs du solidus et au-delà).

L'expression des critères de fissuration à chaud reste assujettie à une modélisation fidèle du comportement aux environs du solidus ; celui-ci peut dépendre de la composition chimique locale, de la microstructure développée en cours de solidification (distribution du liquide, morphologie et topologie dendritique)…

Compte tenu de ce qui vient d'être vu et des remarques du paragraphe 4.V.1, il apparaît pour l'heure utopique de parvenir à parfaitement simuler l'essai Crickacier dans son intégralité, et donc d'extraire de ce type d'essai, des informations quantitatives. Ces simulations ont cependant permis de retrouver des valeurs de déformations à rupture cohérentes, au moyen par exemple, de l'expression du critère de Won & Oh.

Afin d'être efficace dans l'exploitation future de tels critères de fissuration à chaud, il sera alors nécessaire d'investir dans la mise en place d'essais rhéologiques à haute température, relatifs aux nuances qui font l'objet de simulations numériques.

V.3 Simulation d'un cas industriel

Nous avons vu dans le paragraphe précédent que le critère de Won & Oh était capable de reproduire les tendances observées expérimentalement sur un essai de laboratoire (l'essai Crickacier) ; l'objectif de cette section est alors de confronter les prédictions de ce critère dans le cas d'une pièce de fonderie produite industriellement. Il s'agit d'une géométrie sur laquelle Aubert et Duval avait identifié par ressuage la présence de criques au niveau du congé du couvercle (cf. Figure 119(a)). Les conditions limites en thermiques avaient été identifiées sur une nuance 25-20 –dont la composition est donnée dans le Tableau 21–, de manière à caler les évolutions thermiques issues de la simulation thermomécanique avec celles issues de mesures expérimentales ([OSC, 2003]).

Cr	Ni	Si	Mn	C	V	Al	Cu	Mo	N2	P	Ta	S	Co	Nb	Ti	Fe
23,5	20,4	1,6	0,7	0,2	0,14	0,05	0,03	0,03	0,025	0,015	0,009	0,006	0,006	9E-04	9E-04	Reste

Tableau 21 : Composition chimique de la nuance 25-20 (% en masse)

La Figure 118 présente la géométrie des différents sous-domaines modélisés sous THERCAST®. Seule la pièce fait l'objet d'un calcul thermomécanique ; les différents éléments du moule qui sont supposés rigides font donc uniquement l'objet d'un calcul thermique.

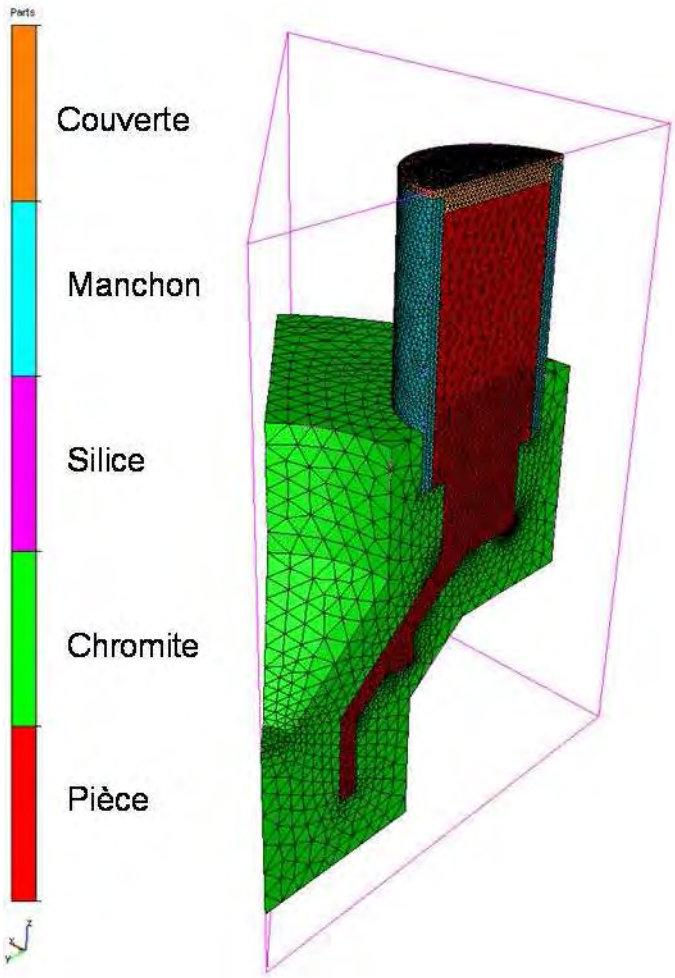


Figure 118 : Modélisation du couvercle (pièce) et des différents éléments du moule sous THERCAST®

L'expression du critère de Won & Oh permet de retrouver, à partir de la simulation numérique, la zone où ont principalement été détectées les fissures (Figure 119(b)). On découvre donc un bon accord entre ces zones fissurées et celles où l'indice HCC du critère présente des valeurs positives (ce qui correspond aux zones où le critère prédit quantitativement l'apparition de la fissuration). La zone du congé est celle qui accumule la majorité des déformations

endommageantes dans l'intervalle de fragilité de l'alliage (de l'ordre de 3,5 %) tandis que dans d'autres zones sensibles (le bossage, le petit téton et le congé de raccordement intérieur) celles-ci restent inférieures à 2%. Les résultats présentés ici ont été obtenus en prenant l'intervalle de fragilité entre 0.8 et 0.99, ce qui représente un BTR de 15°C. Les températures de liquidus et de solidus de cet alliage sont respectivement 1379 et 1322°C.

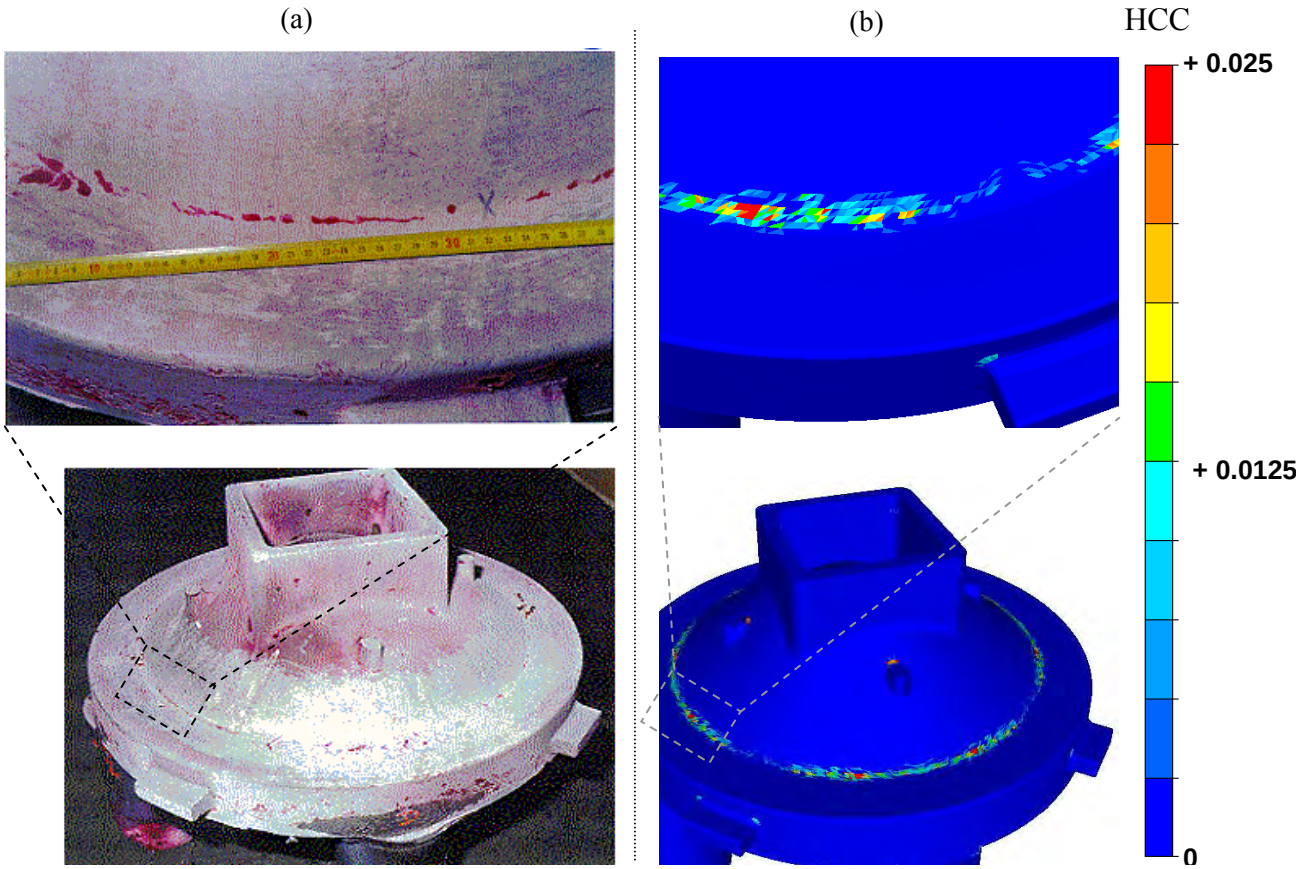


Figure 119 : Confrontation entre :
(a) les sites où sont localisés les fissures et
(b) les prédictions du critère de Won & Oh.

Cette confrontation démontre que le critère de Won & Oh semble être un bon **indicateur de criquabilité** ; l'analyse quantitative de ce critère est en accord avec les observations. Cependant, le choix des bornes utilisées pour définir le BTR influence fortement la **réponse quantitative** d'un tel critère. Les bornes de fraction solide auxquelles on définit l'intervalle de fragilité de l'alliage peuvent sensiblement varier d'un alliage à l'autre même si on sait d'une manière générale qu'elles s'échelonnent sur la toute fin de solidification (au-delà de 0,8 de fraction solide). En conséquence, il convient de prendre du recul vis-à-vis de telles simulations car la prédiction précise de ce critère (i.e. faire la distinction entre les cas qui 'criquent' et ceux qui ne 'criquent pas') reste dépendante des bornes que l'on fixe soi-même pour définir le BTR de l'alliage en question. Cette discussion sera prolongée au Chapitre 5.

VI. Conclusion

L'implantation de critères ([Clyne, 1979], [Prokhorov, 1962], [Yamanaka, 1991], [Won, 2000], [Triolet, 2005], [Rappaz, 1999]) se prêtant bien à un code traitant la zone pâteuse comme un milieu continu équivalent comme THERCAST®, a été effectuée afin de prédire localement le risque d'apparition de défauts (fissures à chaud) au cours de la solidification. Nous avons proposé de prendre en compte l'orientation du chargement mécanique par rapport à la microstructure.

La simulation numérique des essais a ensuite été mise en œuvre afin de reproduire différentes configurations de coulées testées expérimentalement. Il est alors apparu que les critères [Prokhorov, 1962], [Yamanaka, 1991] et [Won, 2000] étaient capables de reproduire les tendances observées expérimentalement. Ces résultats montrent que des critères relativement simples d'inspiration mécanique du solide sont tout à fait valables dans ce contexte ; les déformations et vitesses de déformations 'endommageantes' pilotent en grande partie la fissuration à chaud. La prise en compte des contraintes quant à elle apparaît moins à même de prédire la fissuration à chaud. Le terme 'endommageant' signifie que l'on prend en compte uniquement le chargement mécanique orienté perpendiculairement à la direction de croissance de la microstructure alors que l'alliage est dans son intervalle de fragilité (ou BTR). Au final, les critères de Won & Oh et de Prokhorov sont pertinents : ils permettent de reproduire qualitativement les sites fissurés, et paraissent capables de prédire quantitativement l'apparition de fissures à chaud.

L'analyse des observables de l'essai Crickacier confirme que ce type de test est particulièrement délicat à simuler, et ce compte tenu des hétérogénéités et des variabilités mises en jeu. En l'état actuel des choses, il devient alors très difficile de réaliser une analyse quantitative précise de ces deux critères. Cette étude a montré que le niveau de déformation était suffisant pour justifier l'apparition de la rupture à chaud dans les échantillons coulés.

Nos efforts devront, à l'avenir, viser à s'affranchir de bon nombre d'obstacles (données rhéologiques, variabilité chimique globale et gradient locaux…) qui nous empêchent d'aller plus loin dans l'exploitation du dispositif Crickacier.

Références bibliographiques

[Bobadilla, 1988] M. Bobadilla, B. Chamont, C. Gatellier, J.M. Jolivet, *Etude de la fragilité à la solidification d'aciers au carbone*, Commission des Communautés Européennes, Convention n°7210-CA/316, RE 88/023, 1988.

[Bobadilla, 1993] M. Bobadilla, M. Niederlaender, C. Nuss, G. Perrin, et J. Sélaries, *Données thermophysiques utilisées dans les modèles thermiques de solidification en coulée continue, pour différentes nuances d'aciers*. Rapport Interne, IRSID, 1993.

[Clyne, 1979] T.W. Clyne, GJ. Davies, *Comparison between experimental data and theorical predictions relating to dependence of solidification cracking on composition*, Solidification and casting of metals, Metals Society; 1979, pp. 275.

[Costes, 2004] F. Costes, *Modélisation thermomécanique tridimensionnelle par éléments finis de la coulée continue d'aciers*, Thèse de l'Ecole des Mines de Paris, 2004.

[Decultieux, 1996] F. Decultieux, *Caractérisation du comportement thermomécanique d'alliages de fonderie pendant la solidification,* Thèse de l'Ecole des Mines de Paris, 1996.

[Heinrich, 2003] A. Heinrich, *Modélisation Bidimensionnelle de la coulée continue d'acier*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2003.

[Hiroux, 2002] B. Hiroux, *Identification automatique de Résistances Thermiques de Contact par une analyse inverse basée sur une méthode d'éléments finis,* rapport de stage, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, septembre 2002.

[Jaouen, 1998] O. Jaouen, *Modélisation Tridimensionnelle par éléments finis pour l'analyse thermo-mécanique du refroidissement des pièces–moules*, Thèse de l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1998.

[Kozlowski, 1992] P.F. Kozlowski, B. G. Thomas, J. A. Azzi, et H. Wang, *Simple constitutive equations for steel at high temperature*, Metall. Trans. A, 23A, pp. 903–918, 1992.

[OSC, 2002] OSC, rapport n°2, *Optimisation des systèmes de coulée*, mars 2002

[OSC, 2003] OSC, rapport n°3, *Optimisation des systèmes de coulée*, 2003

[Prokhorov, 1962] NN. Prokhorov, Russian Castings Production 1962;2:172.

[Rappaz, 1999] M. Rappaz, JM. Drezet, M. Gremaud, *A new hot-tearing criterion,* Metall Mater Trans A, 1999, Vol.30A, pp.449-456.

[Triolet, 2005] N. Triolet, literature survey about critical strain or stress into the mushy zone that affect the slabs internal soundness, Rapport interne Arcelor Research n° IRD/OI/2005/1065, juin 2005.

[Won, 2000] YM. Won, TJ. Yeo , DJ. Seol, KH. Oh, *a new criterion for internal crack formation in continuously cast steels*, Metall Mater Trans B, 2000, Vol.31B, pp.779-794.

[Yamanaka, 1991] A. Yamanaka, K. Nakajima, K. Yasumoto, H. Kawashima, K. Nakai, *Mesurement of critical strain for solidification cracking,* Model. Cast. Weld. Adv. Solidification processes V, ed. M. Rappaz, Min. Met. Mat. Society, 1991, pp.279

Chapitre 5 : Analyse thermomécanique de l'essai de cintrage de lingots

I. Description de l'essai 156
I.1 Objectif de l'essai 156
I.2 Description technologique 156
I.3 Instrumentation 156
I.4 Méthode de dépouillement des essais 157
II. Résultats expérimentaux 160
II.1 Courbes limites de criquabilité 160
II.2 Discussion 161
II.2.1 Principales observations 161
II.2.2 Analyse physique 162
III. Modélisation numérique de l'essai de cintrage 164
III.1 Hypothèses retenues 164
III.2 Sollicitations mécaniques au cours du cintrage 167
III.2.1 Distribution des déformations en cours de cintrage 167
III.2.2 Evolution des déformations au cours du cintrage 169
III.2.3 Comparaison modélisation 2D/3D 170
III.3 Discussion 171
III.3.1 Validité de l'hypothèse poutre 171
III.3.2 Discussion autour de la simulation de l'essai de cintrage 174
III.3.3 Evaluation des critères de fissuration à chaud 176
IV. Analyse critique des critères de fissuration à chaud 179
IV.1 Critère de Won & Oh 179
IV.1.1 Expression analytique du critère de Won & Oh 179
IV.1.2 Limitations du critère de Won & Oh 183
IV.2 Proposition d'un nouveau critère de fissuration à chaud 184
IV.2.1 Vers une meilleure prise en compte de la nuance 184
IV.2.2 Vers une reformulation du critère de Won & Oh 186
IV.2.3 Expression du nouveau critère 186
IV.2.4 Interprétation physique du critère 189
V. Discussion 191
V.1 Forces et faiblesses du nouveau critère 191
V.1.1 Avantages 191
V.1.2 Inconvénients 191
V.2 Application du critère aux essais Crickacier 192
V.2.1 Coulées de 40CMD8 192
V.2.2 Coulées de 100C6 193
VI. Conclusion 195
Références bibliographiques 196

I. Description de l'essai

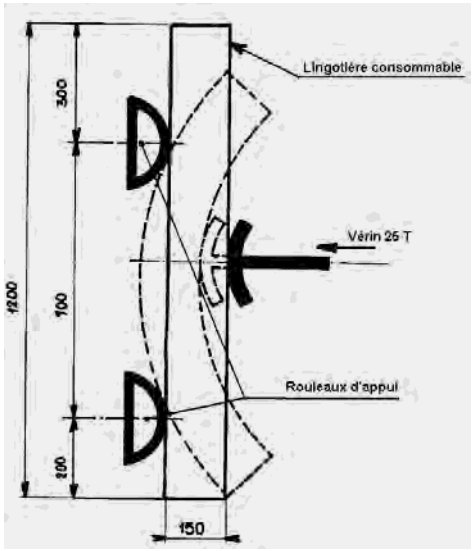
I.1 Objectif de l'essai

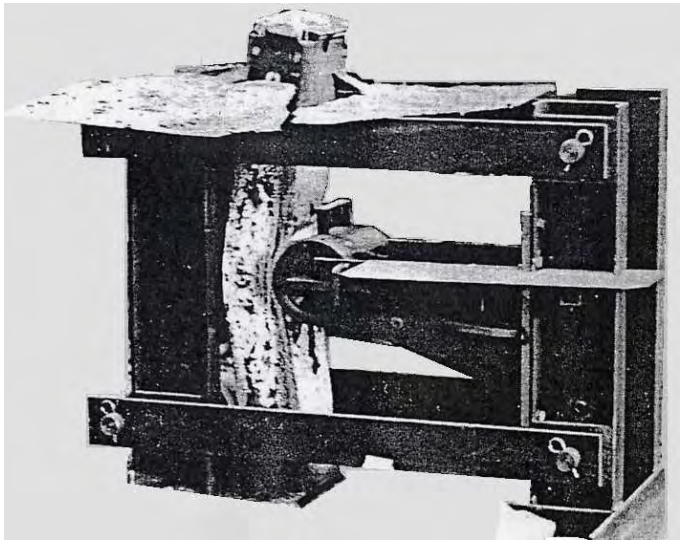
Ce chapitre s'intéresse à des résultats expérimentaux obtenus à partir d'essais réalisés à une échelle semi-industrielle dans les années 80 ([Bobadilla, 1984], [Bobadilla, 1988]). L'installation expérimentale a été conçue et réalisée à l'IRSID pour reproduire le chargement mécanique subi par le produit sur une machine de coulée continue. L'intérêt majeur d'un tel essai est de permettre de déterminer les conditions de sollicitation mécanique menant à la formation de criques à chaud. Cet essai permet ainsi d'identifier quantitativement le chargement mécanique critique (en termes de déformation) à partir duquel on initie des fissures à chaud. L'exploitation de cet essai se trouve être complémentaire de celle réalisée sur le dispositif Crickacier : le dispositif de cintrage offre en effet des variabilités procédé faibles (du fait d'une inertie thermique importante) tandis que les essais *Crickacier* sont plus adaptés à l'échelle du laboratoire. La simulation de ces essais doit donc permettre d'obtenir une nouvelle évaluation critique des critères.

I.2 Description technologique

L'essai consiste à cintrer un lingot de 300 kg d'acier, non entièrement solidifié, en appui sur deux rouleaux fixes. Le lingot, en position verticale, est cintré par l'action d'un vérin (d'une capacité de 25 tonnes) dont la vitesse de déplacement, gardée constante au cours de l'essai, peut être ajustée entre 0,2 et 5,5 mm/s (Figure 120). Le lingot est solidifié dans une lingotière consommable d'épaisseur 6 mm dont les dimensions sont : hauteur 1200 mm, largeur 250 mm et épaisseur 150 mm. Le but de l'essai est de déterminer dans le plan (déformation – vitesse de déformation), la région correspondant à la formation de criques internes.

(a)





(b)

Figure 120 : (a) Schéma simplifié de l'essai de cintrage de lingots
(b) Vue générale de l'installation de cintrage en cours d'essai

La solidification et le refroidissement sont réalisés par rayonnement et convection de l'air ambiant. Aucun dispositif de refroidissement accéléré n'est mis en œuvre. La solidification complète du lingot se termine dans l'état déformé.

I.3 Instrumentation

Le déplacement de la grande face extérieure du lingot, juste en face du bélier, est mesuré en continu à l'aide d'un capteur à ruban. Cette information permet de déduire la vitesse de déplacement de la face opposée au bélier cintreur. La valeur de la température de la surface de la lingotière au moment du cintrage a été déterminée à l'aide d'une lunette pyrométrique.

Pour le dépouillement des essais, il est nécessaire de connaître l'épaisseur solidifiée au moment du cintrage. Pour cela, des essais préliminaires ont mis en évidence le bon accord entre trois méthodes différentes : empreinte Baumann révélant les criques internes ségrégées dues au cintrage, empreinte Baumann effectuée sur un lingot dont le front de solidification a été marqué par injection de fleur de soufre juste en début de cintrage, et enfin mesure du flux thermique extrait à l'aide de pastilles soudées à la paroi de la lingotière.

I.4 Méthode de dépouillement des essais

La présence de fissures (criques internes ségrégées) est mise en évidence et repérée, pour chaque essai, dans la zone représentée sur la Figure 121(a) et la Figure 122. Lorsqu'elles apparaissent, les criques sont détectées dans le plan de symétrie longitudinal du lingot. Chaque essai de cintrage fournit un seul point du plan $(\Delta\varepsilon_{yy}, \dot{\varepsilon}_{yy})$. Ce type d'essai est supposé se dérouler, dans la zone d'intérêt, à vitesse de déformation constante. La Figure 121(b) permet d'illustrer un trajet de chargement endommageant (en noir) d'un trajet non endommageant (en gris) ainsi que les points $(\varepsilon_{yy}, \dot{\varepsilon}_{yy})$ qui en résultent. Il est donc nécessaire de réaliser un certain nombre d'essais afin d'estimer, par dichotomie, la frontière (courbe limite) entre des essais qui laissent le matériau sain et des essais qui provoquent des fissures comme illustré en Figure 121(b).

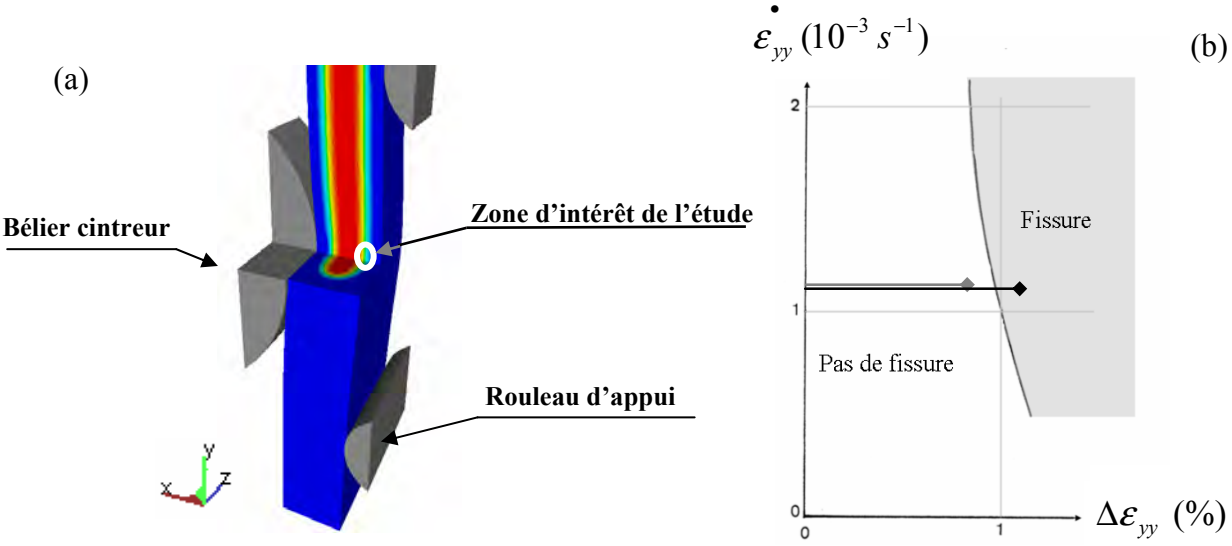


Figure 121 : (a) Schéma simplifié de l'essai de cintrage de lingot en configuration de test (le solide est représenté en bleu, le liquide en rouge)

(b) Hypothèse du trajet de chargement subi par la zone d'intérêt de l'étude au cours du cintrage

La méthode de dépouillement qui a été mise en œuvre à l'IRSID a eu pour objectif d'estimer la déformation au niveau du front de solidification, en se basant sur des observables de l'essai. En effet, comme nous le verrons plus en détail au paragraphe 5.III.3.1, la théorie des poutres, ainsi que certaines hypothèses simplificatrices, avaient permis d'estimer la déformation cumulée $\Delta\varepsilon_{yy}$ en fonction du déplacement d_l de la face opposée au bélier cintreur, de la distance entre les points d'appui X ainsi que de la distance Y entre la 'fibre neutre' de la poutre et la zone d'intérêt.

$$\Delta\varepsilon_{yy} = \frac{8\, d_l}{X^2} Y \tag{5.1}$$

Les déformations restant faibles, la vitesse dé déformation $\dot{\varepsilon}_{yy}$ est directement obtenue en divisant la déformation cumulée par la durée effective du cintrage t_c :

$$\dot{\varepsilon}_{yy} = \frac{\Delta\varepsilon_{yy}}{t_c} \tag{5.2}$$

Le déplacement de la face opposée au bélier cintreur est déterminé à partir du capteur de déplacement. La valeur de cette flêche a été comparée –sur certains essais– à celle déduite au travers de l'analyse de l'empreinte Baumann effectuée dans une coupe longitudinale du lingot (à partir de l'analyse de la géométrie déformée du lingot, Figure 122). Il est apparu qu'il y avait un bon accord dans la majorité des cas.

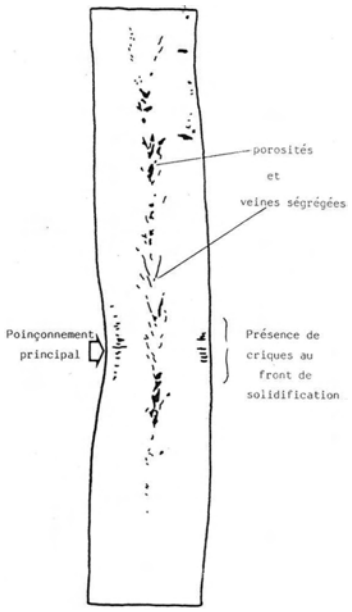


Figure 122 : Empreinte Baumann effectuée dans le plan de symétrie longitudinal d'un lingot cintré.

L'attaque chimique permet de révéler la présence de fissures (on s'intéresse uniquement aux fissures situées du côté 'face opposée au bélier' car celles situées au droit de l'outil apparaissent dès le début du contact entre l'outil et la lingotière).

La géométrie du lingot déformé permet de déterminer la flèche due au cintrage (la déformation de la zone fissurée est estimée à partir de la valeur de cette flèche).

Ces essais ont montré qu'il pouvait y avoir des 'déformations parasites' –au niveau de la géométrie du lingot– telles que le gonflement (apparaissant dès la coulée du lingot) ainsi que le poinçonnement au droit de l'outil : cet écrasement important est dû à un manque de rigidité des faces latérales (cf. Figure 123), il a donc fallu prendre en compte cela, dans le calcul des déformations, afin de ne considérer uniquement que la flèche d_l résultant du cintrage.

Les fissures situées au droit de l'outil ne sont pas prise en compte dans le dépouillement des essais car il est impossible d'identifier expérimentalement proprement les sollicitations mécaniques dans cette zone (des fissures apparaissent dès le début du contact entre l'outil et la lingotière à cause du choc lors de la mise en charge, d'un poinçonnement excessif…).

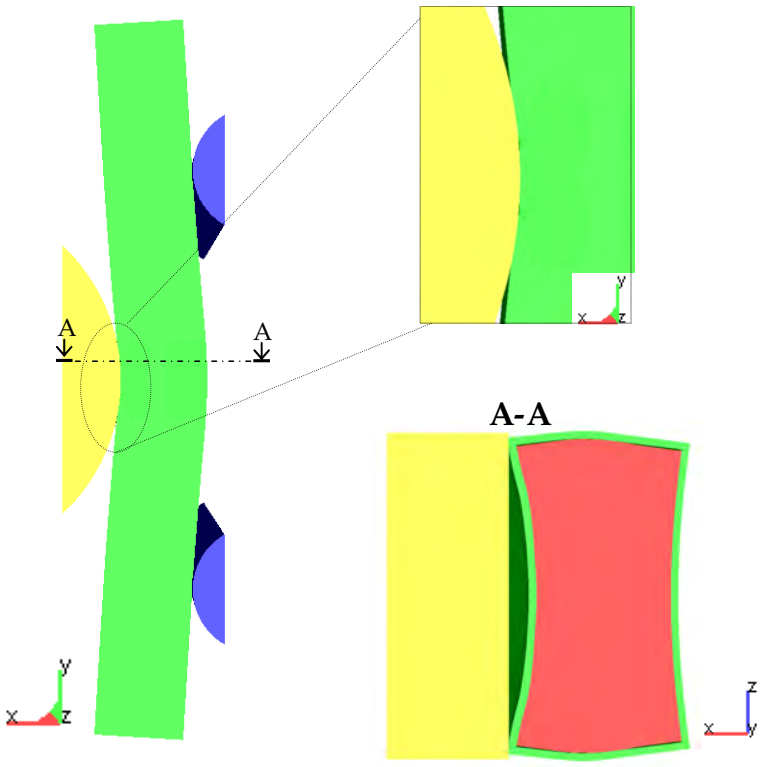


Figure 123 : Illustration schématique du 'poinçonnement' subi par l'ensemble {lingot (en rouge), lingotière (en vert)} dans la zone en contact avec l'outil (en jaune sur la figure)

II. Résultats expérimentaux

II.1 Courbes limites de criquabilité

Le Tableau 22 reporte la composition chimique moyenne des lingots soumis à un essai de cintrage.

Aciers	Teneur pondérale (% massique)						Mn/S
	C	Mn	S	P	Si	Al	
1	0.11	1.23	0.015	0.03	0.05	0.12	82
2	0.11	0.46	0.013	0.02	0.06	0.07	35
3	0.18	1.3	0.02	0.03	0.04	0.04	65
4	0.2	0.48	0.018	0.03	0.04	0.08	27
5	0.17	0.5	0.097	0.03	0.05	0.12	5
6	0.41	1.1	0.012	0.03	0.05	0.09	92
7	0.36	0.46	0.017	0.03	0.05	0.13	27
8	0.15	1.1	0.014	0.097	0.04	0.07	79
9	0.4	1.1	0.012	0.1	0.04	0.08	92

Tableau 22 : Composition chimique moyenne des lingots soumis à un essai de cintrage

Il a fallu à l'IRSID toute une batterie d'essais pour extraire, pour une nuance donnée, la courbe limite entre le domaine sain et le domaine où l'on observe des criques. La Figure 124 illustre ces frontières de domaines de criquabilité pour les neuf nuances du Tableau 22. Ces nuances ont été sélectionnées afin de déterminer l'influence du carbone, soufre et phosphore sur les seuils de criquabilité[18].

Le fait que l'on qualifie ces données de 'brutes', dans la légende de la Figure 124, sous-entend qu'il s'agit de courbes qui ont été construites à partir de données primaires auxquelles on ne peut plus avoir accès aujourd'hui (les archives ayant été détruites). On a vu dans le paragraphe précédent que, pour estimer les déformations, les auteurs s'étaient basés à l'époque sur une hypothèse de type Résistance des Matériaux de (Equation (5.1)). Or, avec les moyens de calculs actuellement à notre disposition, la simulation numérique permet d'avoir accès à ces déformations dans une configuration qui n'est pas triviale puisqu'il s'agit d'une déformation d'un milieu pâteux confiné entre une croûte solide et un cœur liquide. Cette confrontation {hypothèse poutre} / {calcul éléments finis} sera vue en détails dans le paragraphe 5.III.3.1.

[18] Nous nous intéresserons, par la suite, à la simulation du cintrage d'une nuance de composition proche de la nuance 6 : c'est donc pour cette raison qu'elle est mise en valeur sur le graphe de la Figure 124.

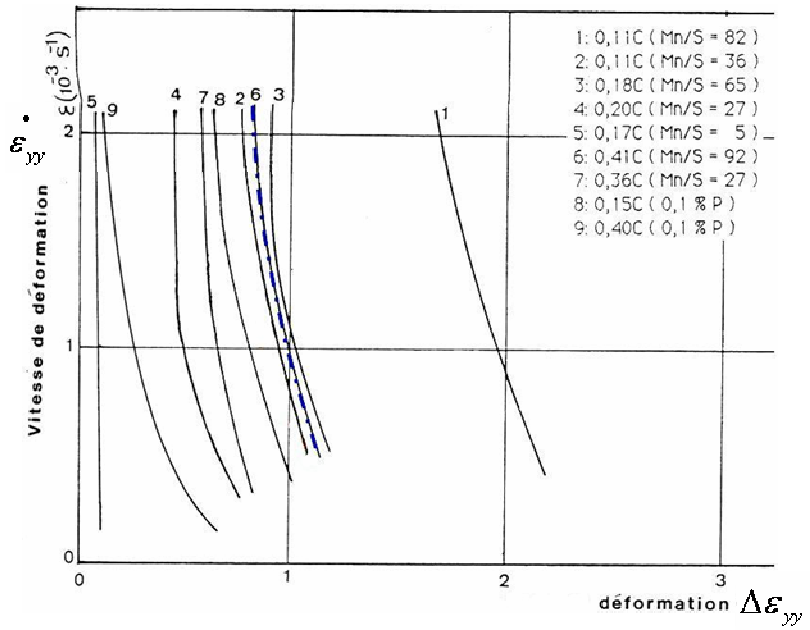


Figure 124 : Evolution des courbes frontières suivant les nuances étudiées (données 'brutes')

La Figure 123 fait apparaître une nette influence de la nuance sur la ductilité de la zone pâteuse. On observe, de manière générale, une ductilité qui augmente lorsque la vitesse de déformation diminue. Ces résultats sont en accord qualitatif avec la littérature ([Yamanaka, 1991], [Miyazaki, 1981]). D'autre part, ces seuils de déformation critique sont du même ordre de grandeur que ceux généralement constatés généralement sur les aciers ([Wünnenberg, 1985]).

II.2 Discussion

II.2.1 Principales observations

Ce qui vient d'être vu montre que la composition chimique joue un rôle majeur dans le phénomène de fissuration à chaud. L'objectif de ce paragraphe est donc de comprendre l'influence relative de la nuance dans le but d'élaborer un critère prédictif qui soit capable de reproduire ces observations. Pour cela, il nous faut déterminer ce qui semble piloter au premier ordre la ductilité d'un acier.

Selon la nuance d'acier, le comportement apparaît comme sensiblement différent. Le seuil de criquabilité le plus élevé correspond à la nuance dont la teneur en carbone est la plus faible (0,11%) et le rapport Mn/S le plus élevé (82). Le seuil de criquabilité le plus faible correspond aux nuances d'aciers 5 et 9 dont les teneurs en soufre et phosphore sont les plus élevées (0,1%).

Les résultats mettent en évidence des différences d'influence du phosphore et du soufre suivant le pourcentage de carbone donc suivant le mode de solidification de l'acier. En effet, la Figure 125 révèle que, selon le pourcentage de soufre et de phosphore (soit S+P=0.045%, soit S+P=0.110%), l'influence du pourcentage de carbone ne sera pas la même ; les nuances 3 et 8 (où $C_{\%}$=0.15%) présentent des déformations critiques relativement comparables alors que ce n'est pas le cas pour les nuances 6 et 9 (où $C_{\%}$=0.4%).

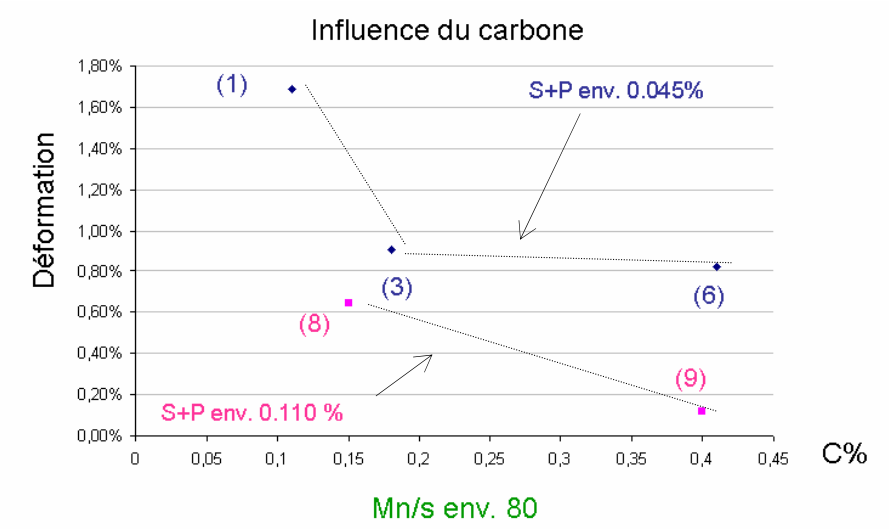


Figure 125 : Seuils de déformation critique (à 2.10^{-3} s^{-1}) en fonction du pourcentage de carbone pour cinq nuances du Tableau 22 (numéros indiqués entre parenthèses), présentant des teneurs en soufre et phosphore différentes.

II.2.2 Analyse physique

Le chemin de solidification semble jouer un rôle très important sur le comportement à rupture des nuances. En effet, on observe de manière générale, une augmentation de l'étendue de l'intervalle de fragilité (ou BTR) avec la teneur en carbone, en soufre et en phosphore ([Wintz, 1994], [Won, 2000]). Les concentrations de ces éléments se trouvent donc être bien, effectivement, un des paramètres clé dans les problèmes de fissuration à chaud. Un BTR élevé s'interprète, vis-à-vis des procédé industriels (coulée continue, voie lingot), comme un risque accru d'apparition de fissures étant donné que l'alliage passera un temps plus important dans un état jugé critique. Ce type d'interprétation est bien moins trivial dans la configuration de l'essai de cintrage[19] : il est alors intéressant de retrouver ce même type de tendances quant à la criquabilité des nuances testées (cf. Figure 124).

On retrouve dans les résultats de cintrage, le fait que le manganèse limite les effets néfastes du soufre (cf. comparaison entre les nuances {1 et 2}, puis {3 et 4} et enfin {9 et 7}). Ceci peut s'expliquer par le fait que cet élément favorise la précipitation d'une solution (Fe,Mn)S pauvre en fer dont la température de fin de précipitation est plus élevée que celle du sulfure de fer, et par conséquent diminue l'étendue du domaine de fragilité ([Bobadilla, 1988]).

Cette explication est cependant en contradiction avec les analyses de microségrégations effectuées par [Won, 2000], sur un acier de composition initiale 0.1C-0.03Si-0.4Mn-0.02P-0.02S, sur lequel il fait varier successivement les teneurs des différents éléments chimiques, en les multipliant à tour de rôle par 2 puis par 3. Au final, il apparaît qu'une augmentation de manganèse ne permet pas –sur cette composition nominale– de diminuer l'étendue de l'intervalle de fragilité de l'alliage, les rapports de Mn/S allant de 20 à 80. Ce spectre de nuances est relativement proche en composition des nuances 1 et 2 ; ceci signifie alors que :

- soit le BTR n'est pas capable, à lui seul, d'expliquer la ductilité en fonction de la nuance ;
- soit les résultats obtenus par [Won, 2000], à partir de calculs de microségrégation, sont discutables.

[19] Un point matériel situé spatialement dans la zone de fragilité de l'alliage restera globalement le même temps dans un état de fragilité (i.e. le temps du cintrage) quelque soit la nuance car la solidification progresse peu au cours du cintrage.

Ces auteurs ont mis en évidence –cette fois-ci d'une manière controversée–, les influences relatives de la teneur en soufre, phosphore et carbone sur l'intervalle de fragilité. On note que le soufre a une influence trois fois plus importante que celle du phosphore ; le silicium lui n'a aucun effet (Figure 126).

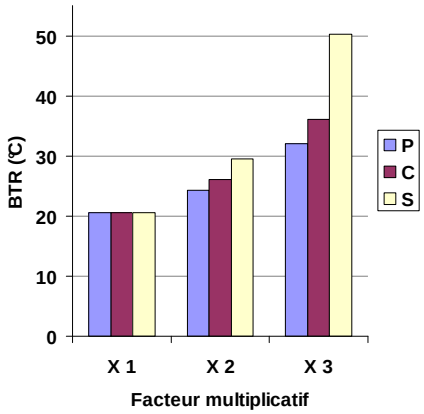


Figure 126 : Influence des éléments chimiques sur l'étendue de l'intervalle de fragilité (BTR) d'un alliage 0.1C-0.03Si-0.4Mn-0.02P-0.02S pour une vitesse de refroidissement de 0.17°C/s ([Won, 2000])
Les taux de P, C et S sont multipliés respectivement par 1, 2 et 3.

D'après les courbes 'brutes', le carbone a effectivement une nette influence, et ce particulièrement aux environs du point péritectique, i.e. pour une composition de 0,2%. Au-delà, cette dépendance est plus ou moins marquée selon la proportion d'impuretés (soufre et phosphore), comme en atteste la Figure 125. Ceci peut s'expliquer par le fait que, pour une teneur en soufre et phosphore donnée, la cinétique de disparition du liquide vers la fin de solidification est d'autant plus lente que la quantité d'austénite formée pendant la solidification est importante ; la solubilité du soufre et du phosphore est beaucoup plus faible dans l'austénite que dans la ferrite. Le soufre semble avoir un effet plus marqué que le phosphore sur la fragilité à chaud. Ces observations vont dans le même sens que l'étendue de l'intervalle de fragilité (cf. Figure 126).

Au final, on note que l'effet du BTR est effectivement à prendre en compte dans un critère de fissuration à chaud, mais il ne semble cependant pas être le seul paramètre influant. On peut facilement imaginer que la distribution du liquide et la morphologie et topologie dendritique en fin de solidification puissent avoir une influence assez importante sur l'aptitude de l'alliage à subir des déformations.

D'autre part, il apparaît important de simuler cet essai afin d'avoir une vision critique de la validité des résultats expérimentaux, et de permettre une confrontation aux prédictions des différents critères.

III. Modélisation numérique de l'essai de cintrage

III.1 Hypothèses retenues

Compte tenu des symétries, seul un quart du dispositif expérimental a été modélisé (Figure 127). Cette modélisation a été effectuée afin d'optimiser le temps de calcul et donc de permettre des simulations avec une taille de maille suffisamment fine. L'hypothèse de symétrie suivant le plan (OXZ) nous oblige par conséquent à négliger l'effet de la gravité.

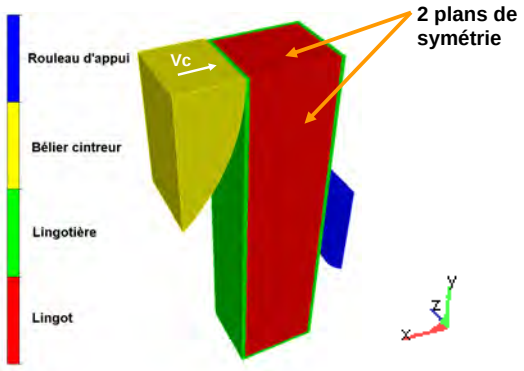


Figure 127 : Modélisation du dispositif expérimental

Pour chaque essai de cintrage de lingot à l'état semi-solide, trois étapes étaient nécessaires :

- 1ere Etape : **Remplissage** de la lingotière (durée : environ 1 minute)
- 2nde Etape : **Solidification** d'une croûte de 20 mm d'épaisseur (environ 10 minutes)
- 3ème Etape : **Déplacement du vérin** (environ 20 secondes)

Le rapport entre les temps respectifs de la seconde et de la troisième étape montre que cet essai bénéficie effectivement d'une inertie thermique importante. Par conséquent, la localisation de la zone située dans l'intervalle de fragilité évolue peu au cours du cintrage (Etape 3).

La simulation numérique de l'essai de cintrage a été dissociée en deux phases afin de reproduire ces conditions expérimentales :

I. **Simulation thermique** pure du refroidissement du lingot dans la lingotière (Etape 2)
II. **Simulation thermomécanique du cintrage** (Etape 3)

L'étape de remplissage de la lingotière n'a pas été modélisée. En effet, on peut penser que la phase de remplissage a peu d'influence sur la solidification du lingot compte tenu de l'ordre de grandeur des temps respectifs (rapport de un à dix) et des lieux de fissuration observés.

Pour la première phase de la simulation (simulation de la solidification du lingot dans la lingotière), une surchauffe de 50°C a été utilisée comme condition initiale sur la température du lingot.

Deux types de simulations ont été effectués : avec et sans prise en compte de la lingotière. La modélisation avec lingotière fait intervenir quatre sous-domaines (cf. Figure 127) alors qu'ils ne sont que trois lorsqu'on néglige l'influence de la lingotière consommable (lingot, bélier cintreur et rouleau d'appui).

Concernant les simulations effectuées sans prise en compte de la lingotière, on a utilisé pour le lingot une condition aux limites en flux imposé (Figure 128(a)). Ce flux, évalué à 150 000 W/m², reproduit le refroidissement du lingot à l'intérieur de la lingotière ; une épaisseur solidifiée

d'environ 20 mm s'est formée au bout de 10 minutes. Pour la simulation avec prise en compte de la lingotière, une condition de type résistance thermique a été utilisée entre le lingot et la lingotière tandis que les bords libres de la lingotière ont été modélisés avec une condition de convection et rayonnement (Figure 128(b)).

Ces simulations thermiques de la phase I ont permis d'obtenir la carte de température du lingot (et de la lingotière) servant de condition initiale pour la simulation de la phase II. En début de phase II, l'épaisseur solidifiée est en moyenne de 20 mm.

Pour les diverses simulations de la phase II (cintrage du lingot), un calcul mécanique est effectué sur le lingot ainsi que sur la lingotière (lorsqu'elle est modélisée) ; le bélier cintreur et le rouleau d'appui sont eux supposés indéformables. Pour les bords libres, soit de la lingotière, soit du lingot (dans le cas où on ne modélise pas la lingotière), on utilise une condition limite de contrainte normale nulle. Pour les sous domaines 'Bélier' et 'Rouleau' qui sont en contact soit avec le lingot soit avec la lingotière, on fait l'hypothèse d'une résistance de contact thermique (en thermique) et un contact de type glissant (en mécanique). Ces deux modélisations sont illustrées schématiquement sur la Figure ci-dessous.

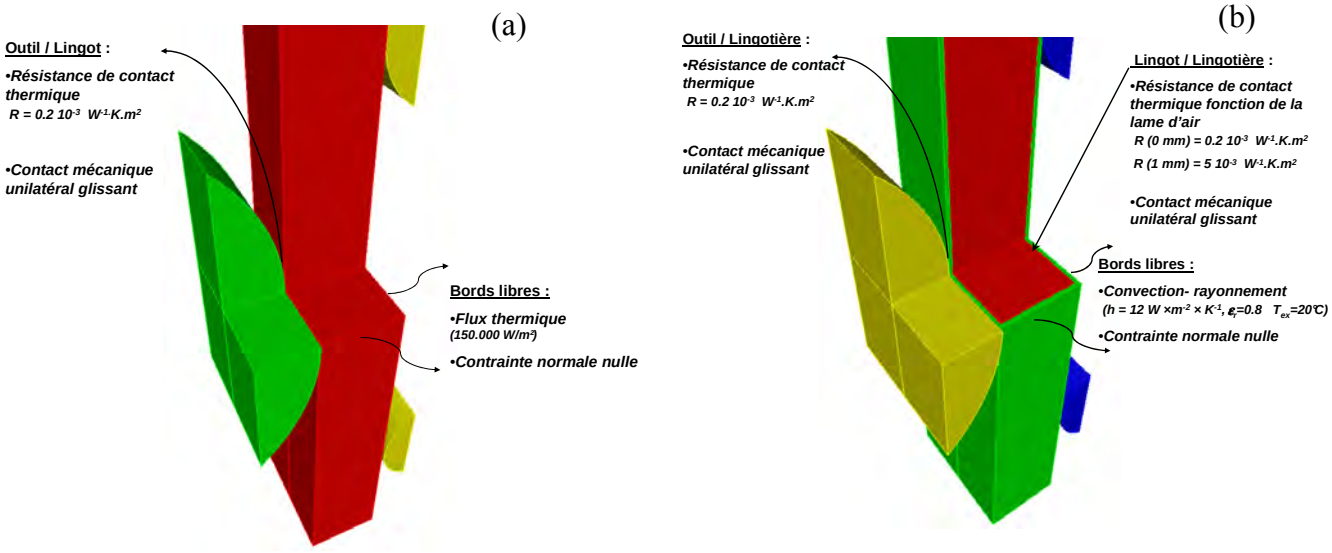


Figure 128 : Les deux modélisations mises en œuvre pour simuler le cintrage de lingot (phase II)

(a) Modélisation sans prise en compte du comportement mécanique de la lingotière
(b) Modélisation avec prise en compte du comportement mécanique de la lingotière

On impose au cintre un déplacement de corps rigide, à une vitesse constante V correspondant aux vitesses imposées lors des essais (gamme de 0,2 à 5,5 mm/s). Ce dispositif permet donc d'imposer les sollicitations suivantes :

$$\begin{vmatrix} \varepsilon \in [0.2\ ,\ 2]\ \% \\ \dot{\varepsilon} \in [10^{-4},\ 2.10^{-3}]s^{-1} \end{vmatrix}$$

La configuration du lingot partiellement solidifié à l'instant où débute le cintrage est donnée en Figure 129 ; environ 351.000 éléments sont utilisés pour le maillage du lingot pour une taille de maille d'approximativement 5 mm. Les dimensions du quart de lingot maillé sont : 597x138x119 mm^3.

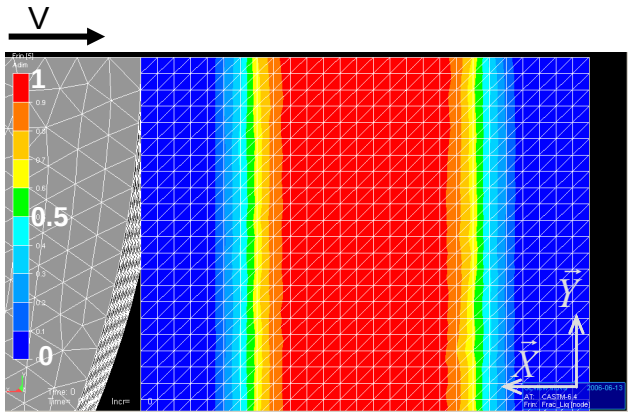


Figure 129 : Modélisation de l'essai de cintrage (configuration en début de cintrage). Carte de fraction liquide.

Cas de la modélisation sans prise en compte de l'influence mécanique de la lingotière.

Pour le lingot, nous avons utilisé les données matériau du 40CMD8 présentées dans le Chapitre 4 (cf. paragraphe 4.III.2) étant donné que la nuance n°6 a une composition chimique relativement proche du 40CMD8. Nous ne disposons malheureusement pas d'archives suffisantes pour connaître le matériau (donc les données thermophysiques et mécaniques) de la lingotière. Nous avons donc utilisé pour cette dernière les données du 40CMD8.

III.2 Sollicitations mécaniques au cours du cintrage

La modélisation présentée dans le paragraphe précédent a été mise en œuvre afin de déterminer le chargement mécanique local lors du cintrage.

III.2.1 Distribution des déformations en cours de cintrage

La face côté bord libre est sollicitée en traction suivant la direction longitudinale (direction Y, verticale) tandis que la face en contact avec l'outil se trouve en compression (Figure 130). Cette distribution des vitesses de déformation est donc comparable à celle obtenue pour une poutre homogène soumise à une flexion trois points. Les gradients de propriétés mécaniques jouent cependant un rôle important sur la répartition spatiale de la vitesse de déformation.

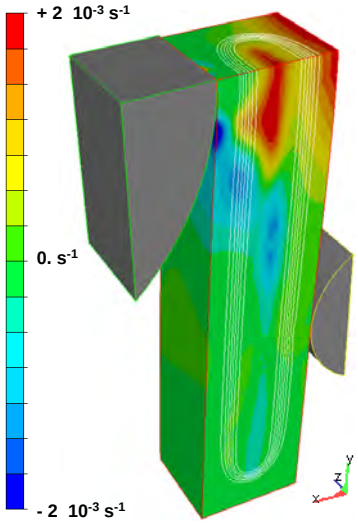


Figure 130 : Vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_{yy}$ dans le lingot au cours du cintrage.
(Les contours blancs sont des courbes iso-fraction liquide : ils permettent de visualiser la position de la zone pâteuse)

La zone de plus forte traction dans le lingot est localisée au niveau de la face opposée à l'outil (la zone d'intérêt est donc en traction suivant la direction Y) tandis que celle de plus forte compression se situe aux environs de l'outil. Le profil de la vitesse de déformation, le long de l'intersection des deux plans de symétrie du lingot, est représenté en Figure 131(a). Cette figure met en évidence l'influence du gradient de propriétés mécaniques : au centre du lingot (i.e. pour des x proches de 0) l'alliage est liquide, donc soumis à des vitesses de déformation relativement importantes même si cette zone se situe aux alentours de la 'fibre neutre'. On remarque que l'évolution spatiale de la vitesse de déformation du côté opposé au bélier (zone d'intérêt pour les fissures, côté droit de la figure) est presque linéaire ; en revanche, la vitesse de déformation reste faible du côté du bélier (côté gauche de la figure, le bélier étant représenté en surbrillance). L'indication en grisé des zones dont la température se situe dans le BTR montre que ces résultats sont en accord avec l'expérience, les criques affectant la zone pâteuse opposée au bélier. Ceci est également bien visible lorsqu'on représente la distribution de $\dot{\varepsilon}_{yy}$ sur l'isosurface f_s=0.9 (Figure 131(b)). Cette isosurface correspond à la zone susceptible de se fissurer, l'alliage étant localement dans son intervalle de fragilité.

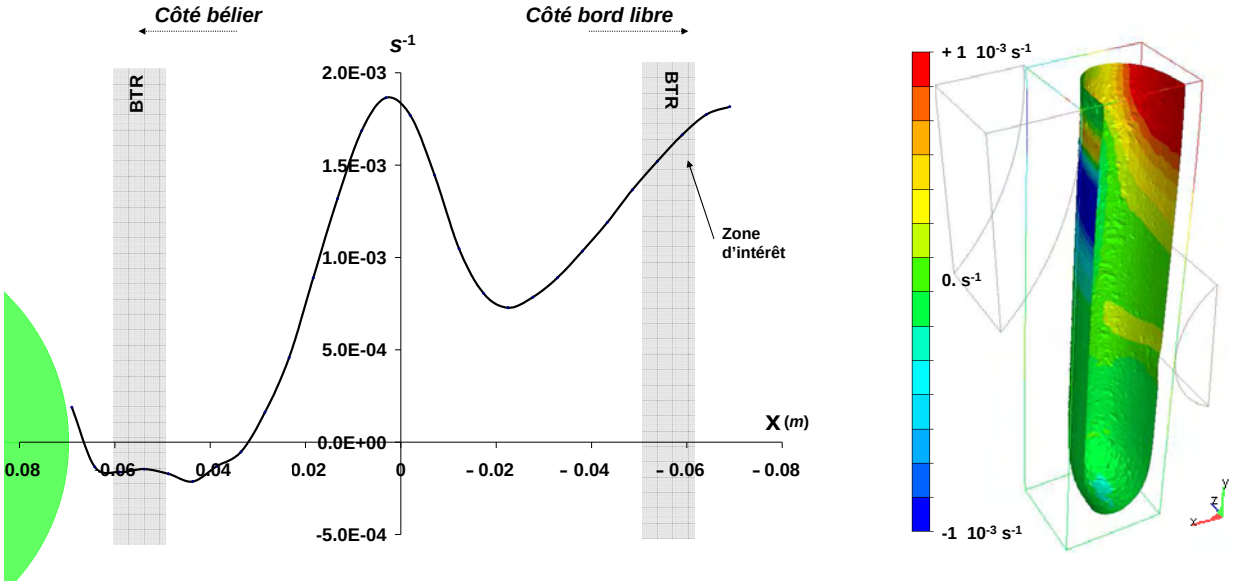


Figure 131 : Vitesse de déformation longitudinale en cours de cintrage ($\dot{\varepsilon}_{yy}$)

(a) Profil suivant l'arête intersection des deux plans de symétrie
(La localisation de l'intervalle de fragilité est représentée en grisé sur la figure)

(b) Carte tracée sur l'isosurface à 90% de fraction solide

La vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_{zz}$ (direction suivant la tangente horizontale au bélier) reste à un niveau plus faible que celui de $\dot{\varepsilon}_{yy}$ (cf. Figure 132(a)). Ce n'est donc pas le chargement suivant la direction Z mais bien le chargement suivant la direction Y qui entraîne, comme constaté expérimentalement, l'ouverture de fissures horizontales (ouverture en mode I). Ainsi, le scalaire $\dot{\varepsilon}$ (plus grande valeur propre de traction dans le plan perpendiculaire au gradient thermique) exprime une sollicitation endommageante dans la zone d'intérêt (Figure 132(b)). Au final, l'essai de cintrage permet, de par sa géométrie, d'appliquer une sollicitation endommageante $\dot{\varepsilon}$ qui est directement $\dot{\varepsilon}_{yy}$ dans la zone d'intérêt.

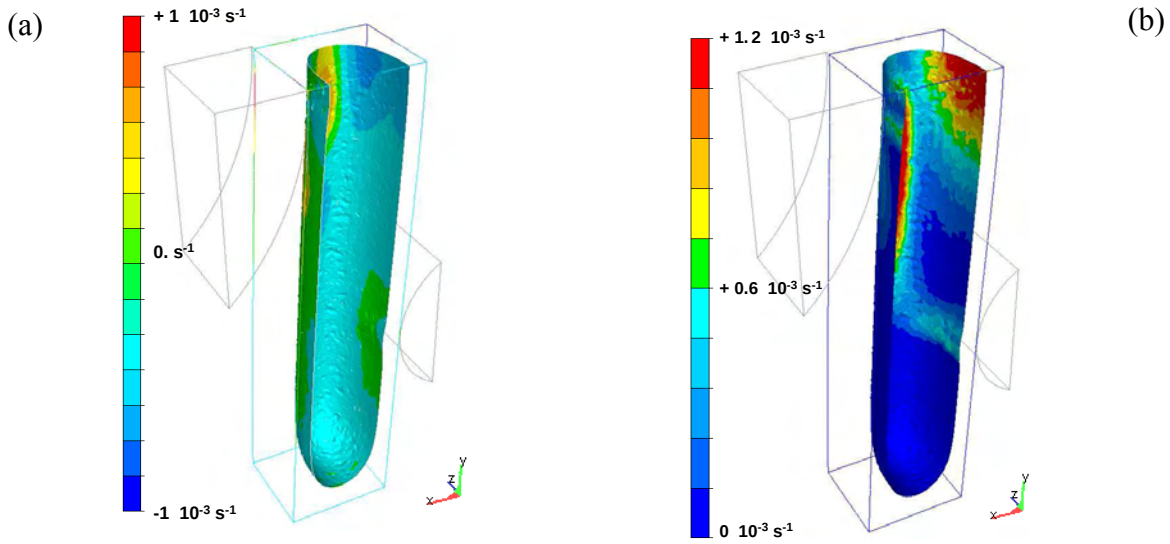


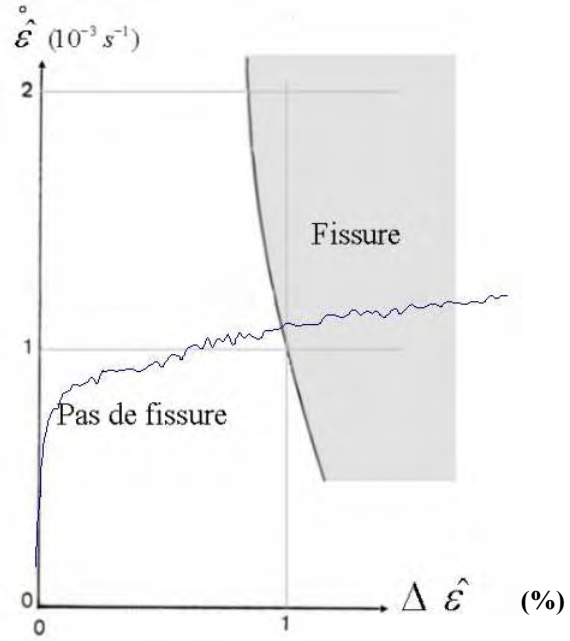
Figure 132 : Vitesse de déformation sur l'isosurface à 90% de fraction solide

(a) $\dot{\varepsilon}_{zz}$, (b) $\dot{\hat{\varepsilon}}$

III.2.2 Evolution des déformations au cours du cintrage

La simulation numérique de l'essai permet de suivre l'évolution des déformations, dans la zone d'intérêt, au cours du cintrage. Le scalaire $\dot{\hat{\varepsilon}}$ a une valeur sensiblement plus faible que la vitesse de déformation généralisée $\dot{\bar{\varepsilon}}$ étant donné que $\dot{\hat{\varepsilon}}$ prend seulement en compte les vitesses de déformation endommageantes (i.e. en traction). On constate que la vitesse de déformation endommageante augmente rapidement aux premiers instants, puis évolue légèrement au cours du cintrage (Figure 133). Ainsi la déformation cumulée déduite à partir de $\dot{\hat{\varepsilon}}$ évolue presque linéairement au cours de l'essai (Figure 133(b)).

(a)



(b)

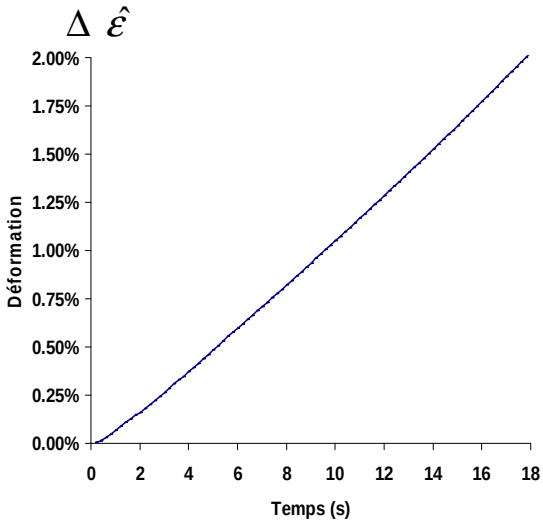


Figure 133 : Evolution du chargement endommageant appliqué dans la zone d'intérêt au cours du cintrage
(a) Trajet de chargement
(b) Evolution de la déformation au cours du temps

Dans le premier dépouillement effectué par l'IRSID dans les années 80 ([Bobadilla, 1988]), on supposait que ce type d'essai se déroulait à vitesse de déformation constante. Les résultats issus de notre simulation numérique montrent que cette hypothèse n'est pas tout à fait exacte : la vitesse a sensiblement tendance à augmenter au cours du cintrage. Cet essai permet tout de même d'amener la zone d'intérêt à certains niveaux de déformation pour une certaine gamme de vitesses de déformation qui dépend directement de la vitesse de déplacement du vérin.

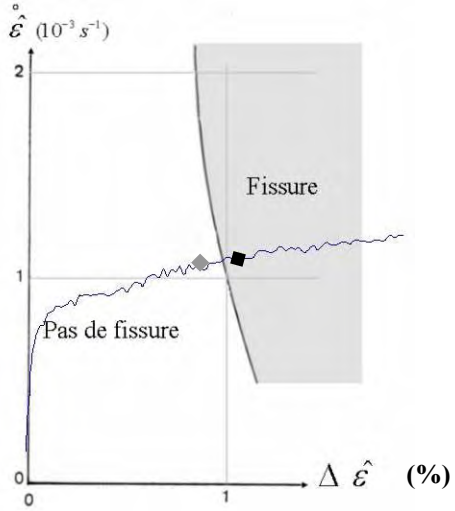


Figure 134 : Déformation critique en fonction de la vitesse de déformation

D'après ce qui vient d'être vu, il est alors possible d'extraire, à partir de tels essais et pour une nuance donnée, une courbe limite comme celle illustrée sur la Figure 134. L'analyse a posteriori des lingots permet de discriminer un trajet de chargement laissant le matériau libre de toute fissure (on a arrêté l'essai avant de fissurer, cf. point gris sur la Figure 134) d'un trajet de chargement provoquant l'apparition de crique (on a arrêté le cintrage après avoir commencé à fissurer, cf. point noir sur la Figure 134).

La simulation 3 D a permis de démontrer que la sollicitation "endommageante" subie par la zone d'intérêt s'écrit simplement :

$$\dot{\hat{\varepsilon}} = \dot{\varepsilon}_{yy}$$

Cela revient donc au même d'exprimer les coordonnées de ces points dans le plan $(\Delta\varepsilon_{yy}, \dot{\varepsilon}_{yy})$ ou dans le plan $(\Delta\hat{\varepsilon}, \dot{\hat{\varepsilon}})$. Dans le dépouillement initial, l'IRSID avait exprimé ces courbes limites dans le plan $(\Delta\varepsilon_{yy}, \dot{\varepsilon}_{yy})$.

III.2.3 Comparaison modélisation 2D/3D

Etant donnés la géométrie du dispositif et les lieux d'apparition des fissures, une modélisation 2D a tout d'abord été mise en œuvre. Cette modélisation revient alors à se placer dans le plan de symétrie longitudinal du lingot. Une étude comparative a cependant permis de montrer qu'il était nécessaire de procéder à une modélisation 3D de l'essai. Il est intéressant de constater que le chargement mécanique issu d'une simulation 2D est tout à fait différent de celui résultant d'une simulation 3D. La simulation 3D prévoit un état de traction au niveau de la zone d'intérêt, là où la simulation 2D voyait un état de compression (Figure 135). Le résultat de la modélisation tridimensionnelle est logiquement en accord avec les observations expérimentales (observation de fissures à chaud dans cette zone).

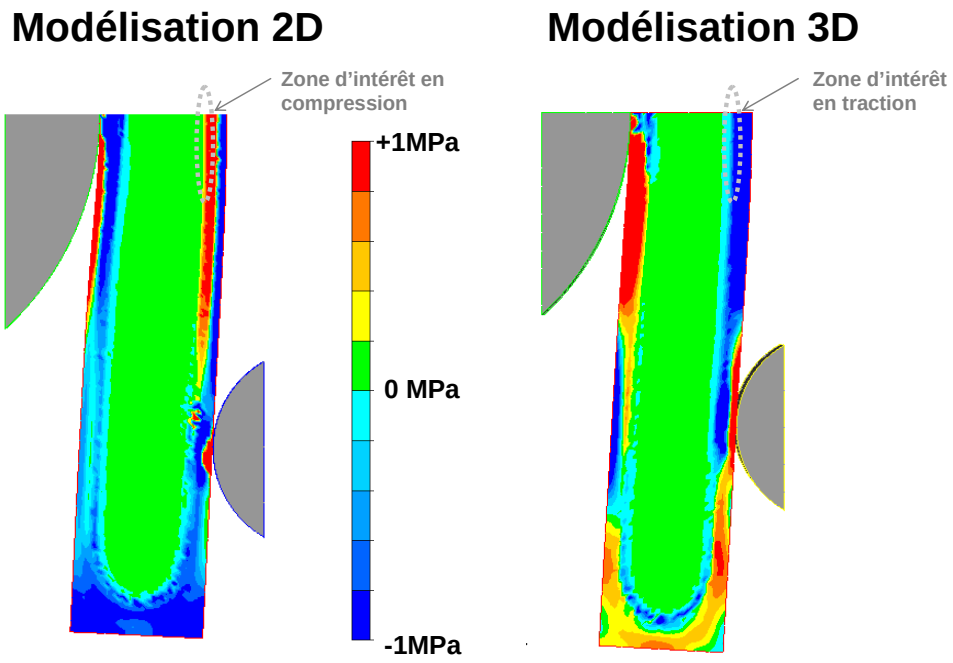


Figure 135 : Carte de pression en cours de cintrage
Comparaison entre la modélisation 2D (à gauche) et la modélisation 3D (à droite)

La coque solidifiée se trouve donc avoir une importance de premier ordre sur le chargement mécanique du lingot. Une modélisation 2D ne permet donc pas de prendre en compte l'effet de structure –donc la redistribution des contraintes– induit par la croûte solide (effets latéraux). Au final, cette comparaison montre que le calcul 3D est le seul qui soit valide.

III.3 Discussion

L'objectif de ce paragraphe est de proposer une confrontation entre les résultats issus de la simulation numérique et les observations expérimentales.

III.3.1 Validité de l'hypothèse poutre

Intéressons-nous tout d'abord à la façon dont l'IRSID avait estimé les 'déformations' et 'vitesses de déformation'. Ces estimations, réalisées à partir des observables de l'essai (déplacement de la face opposée au bélier cintreur, temps de cintrage…), avaient permis d'établir la courbe frontière de chacune des nuances sélectionnées ([Bobadilla, 1984] et [Bobadilla, 1988]). Si l'on admet que les calculs numériques 3D fournissent la meilleure évaluation actuelle des déformations, la question est donc de savoir si les résultats des essais, donnés en Figure 124, sont valides ou pas.

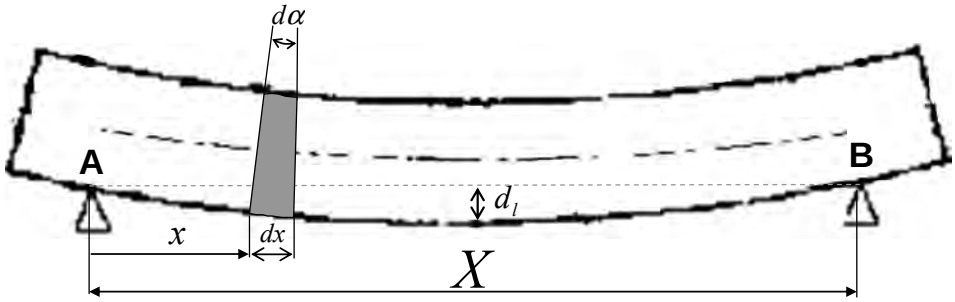


Figure 136 : Schéma de la flexion d'une poutre en appui en A et B

La théorie des poutres permet d'écrire la déformation d'une poutre (Figure 136), soumise a une flexion, en fonction de la distance à la fibre neutre (Y) et de la variation de l'angle α avec la cote x :

$$\varepsilon^{RdM} = Y \frac{d\alpha}{dx} \tag{5.3}$$

Cette expression peut s'écrire en fonction du rayon de courbure de la poutre (on a $dx=R_c d\alpha$) :

$$\varepsilon^{RdM} = \frac{Y}{R_c} \tag{5.4}$$

Or l'expression du rayon de courbure de la poutre, supposé uniforme le long de la poutre, s'écrit :

$$R_c = \frac{d_l^2 + \frac{X^2}{4}}{2d_l} \tag{5.5}$$

où | X : longueur de la corde joignant les points d'appuis A-B
| d_l : flèche (amplitude du déplacement en x=X/2)

D'après les équations (5.4) et (5.5), la déformation donnée par l'hypothèse RdM s'écrit donc :

$$\varepsilon^{RdM} = Y \frac{2d_l}{d_l^2 + \frac{X^2}{4}} \tag{5.6}$$

Au final, en faisant l'hypothèse que le lingot se comporte comme une poutre (cf. Figure 137), Wintz et al. ([Wintz, 1994]) estiment la déformation au front de solidification ($\varepsilon_{estimée}^{RdM}$) à partir de :

$$\varepsilon_{estimée}^{RdM} = \frac{8\, d_l}{X^2} Y \tag{5.7}$$

où d_l représente le déplacement de la face opposée au bélier, X est la distance entre les deux rouleaux d'appui et Y est la distance à ce qui serait la 'fibre neutre' du lingot.

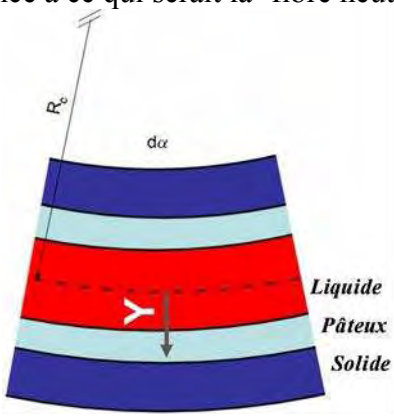


Figure 137 : Schéma d'une portion de la 'poutre' telle qu'elle a été considérée dans la formule RdM

L'estimation des déformations telle qu'elle est présentée ci-dessus, se base donc entièrement sur une formule RdM issue de la théorie des poutres. Il convient de rappeler qu'une hypothèse poutre est valable dans le cas de solides homogènes ayant une géométrie élancée (rapport L/D élevé).

Comme nous venons de voir en Figure 137, le lingot semi-solide peut être schématiquement représenté, dans son plan de symétrie, avec une croûte solide entourant un cœur liquide (structure en sandwich). On ne peut alors passer outre un gradient de propriétés mécaniques suivant la cote Y de la Figure 137 avec notamment la présence de liquide au centre. Cette configuration est donc assez éloignée d'un cas simplifié où le matériau aurait un comportement homogène et se déformerait idéalement autour d'une ligne neutre qui, en l'occurrence, serait située dans le liquide.

Des comparaisons ont été effectuées entre la valeur de la déformation telle qu'on peut l'estimer à partir de l'hypothèse poutre (à travers l'observable d_l et l'application de la formule (5.7)) et la valeur de la déformation donnée par la simulation numérique, ceci afin de déterminer la justesse de l'hypothèse poutre. Il est alors apparu que les niveaux de déformation étaient sensiblement différents. Cette constatation nous a donc amenés à vérifier si un effet de type structure[20] pouvait déjà expliquer dans un premier temps un tel écart. Pour cela, nous avons modélisé sous Abaqus, le cintrage d'un lingot plein ainsi que le cintrage d'un caisson creux ayant tous deux un comportement homogène (Figure 138). Le caisson possède des parois de 20 mm d'épaisseur correspondant à l'épaisseur solidifiée au moment du cintrage d'un lingot semi solide. La confrontation entre ces deux cas a pour objectif de tester la justesse de la formule RdM, donc de quantifier l'influence de l'effet structure sur la validité d'une hypothèse poutre.

[20] Le lingot étant dans un état partiellement solidifié, le comportement de sa croûte solide (en forme de caisson) aura alors une influence majeure sur le comportement de l'ensemble du fait du gradient de propriétés mécaniques entre la phase liquide et la phase solide.

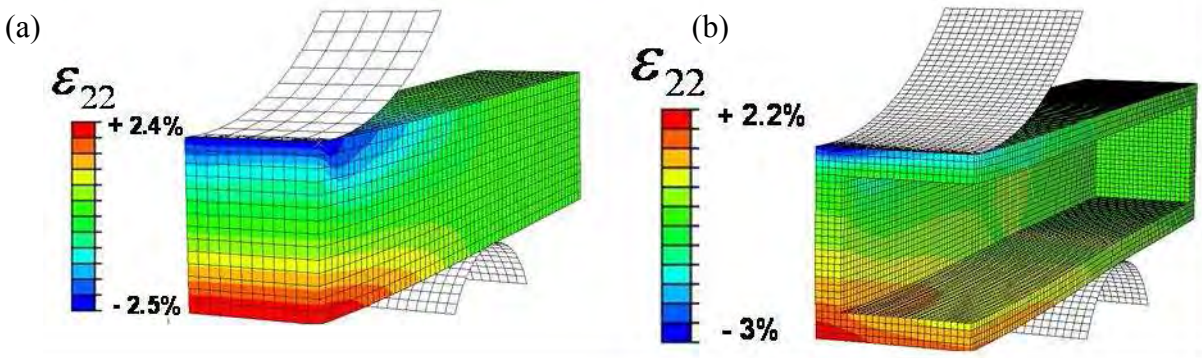


Figure 138 : Simulation du cintrage d'un matériau homogène à 20 °C (influence de l'effet structure) carte de déformation longitudinale

(a) Poutre pleine, (b) caisson creux

La Figure 139 présente l'évolution de la déformation longitudinale en fonction de la distance à la 'fibre neutre'. La déformation, issue de la formule RdM (5.7), est calculée à partir du déplacement d_l (flèche) donné par la simulation numérique, et pour différentes distances à la 'fibre neutre' de la pièce.

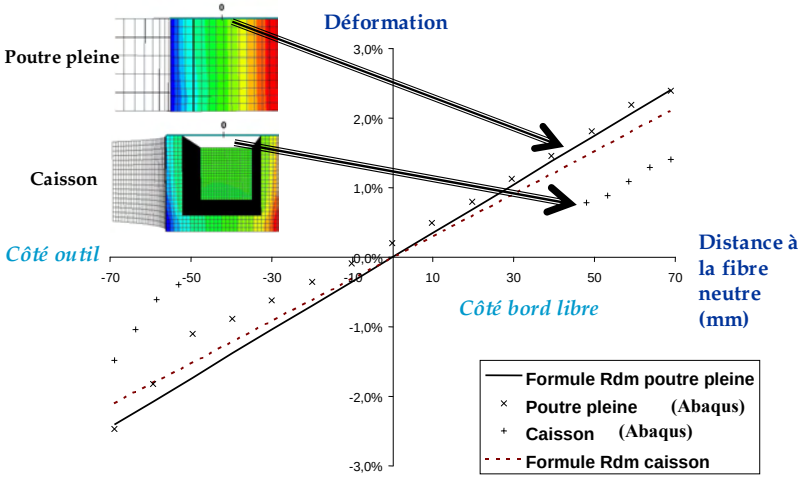


Figure 139 : Evolution de la déformation longitudinale en fonction de la distance à la fibre neutre dans le cas de la poutre et du caisson à 20°C.

Les points représentent la déformation issue du calcul mécanique (Abaqus).

Les traits (plein et pointillé) représentent la déformation estimée par la formule RdM.

La formule RdM est vérifiée dans le cas d'une poutre pleine, pour les Y>0 (côté bord libre). Par contre, cette formule n'est plus vraie pour les Y<0 du fait de l'influence locale de l'outil ; dans l'hypothèse de Barré de Saint-Venant, les résultats ne s'appliquent valablement qu'à une distance suffisamment éloignée de la région d'application des efforts intenses. On s'attendait à ce que l'hypothèse poutre soit logiquement vérifiée dans ce cas école même si cette poutre reste assez peu élancée (longueur entre appuis de 700 mm, contre 150mm d'épaisseur).

A l'opposé, la formule RdM n'est plus vérifiée dans le cas d'une pièce évidée (caisson) ; l'effet structure se montre donc suffisant pour sortir de l'hypothèse 'poutre'. Cette étude comparative montre que, estimer les déformations au niveau du front de solidification d'un lingot semi solide à partir d'une telle formule pourrait s'avérer inapproprié, et ce d'autant plus qu'il existe des gradients de propriétés mécaniques dans la croûte solide.

III.3.2 Discussion autour de la simulation de l'essai de cintrage

On a vu dans le paragraphe précédent que les courbes limites de criquabilité (Figure 124) ont été obtenues à partir d'hypothèses non vérifiées. Nous allons voir ici l'influence que cela peut avoir sur le résultat final.

Etant donné que l'on ne dispose plus des observables (déplacement de la face opposée au bélier cintreur, temps de cintrage…) qui avaient permis à l'époque d'obtenir ces courbes limites, on a donc pris le problème à l'envers pour la nuance 6. Pour cela, on a utilisé l'équation (5.7) pour exprimer la courbe limite de cette nuance dans le plan des observables de l'essai. La Figure 140 illustre cette courbe limite dans le plan (déplacement, vitesse de déplacement) de la face opposée. Il est alors possible, à partir de la simulation numérique de l'essai, de remonter au même état de cintrage que celui qui avait été obtenu expérimentalement. Cet état correspond à l'état limite à partir duquel on observait les fissures dans les lingots. A partir de là, on vise via la simulation, le déplacement critique donné par le graphe pour une vitesse de déplacement fixée (par exemple d_l=10.8 mm pour $\dot{d}_l$ = 1mm/s).

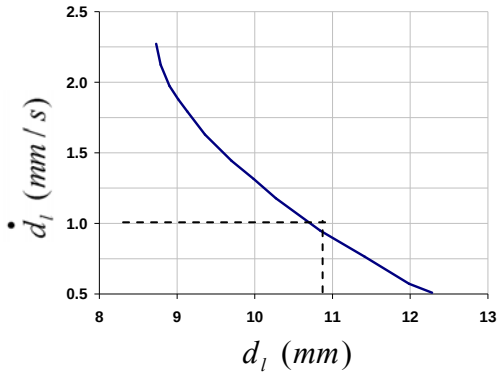


Figure 140 : Courbe limite pour la nuance 6, dans le plan $\left(d_l, \dot{d}_l\right)$

Une fois ce travail effectué, la simulation THERCAST® permet de déterminer les déformations et vitesses de déformations. En appliquant différentes vitesses de déplacement du cintre, on obtient alors la courbe limite donnée dans la Figure 141. Cette confrontation révèle un écart non négligeable entre la courbe issue de la formule RdM et celle issue du calcul éléments finis (cas de la modélisation sans prise en compte de la lingotière : Figure 128(a)). Cette modélisation laisse donc apparaître que l'hypothèse poutre ne serait pas satisfaisante, et donc que l'ensemble des courbes brutes de la Figure 124 serait à remettre en question.

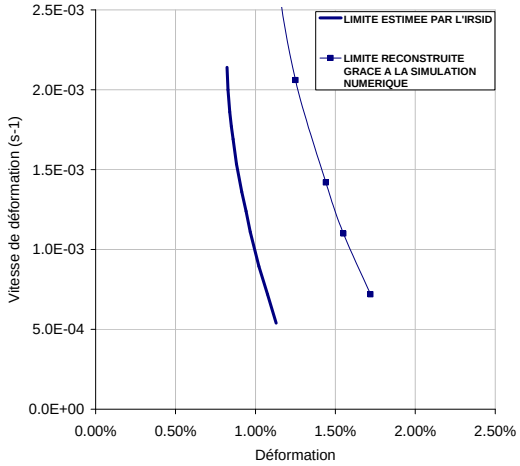


Figure 141 : Comparaison entre la courbe estimée par l'IRSID et celle déduite de la simulation THERCAST®

La simulation avec prise en compte du comportement mécanique de la lingotière ne permet pas d'arriver à la même conclusion que précédemment. En effet, la Figure 142 montre qu'avec ce second type de modélisation la formule RdM reste très proche du calcul élément finis.

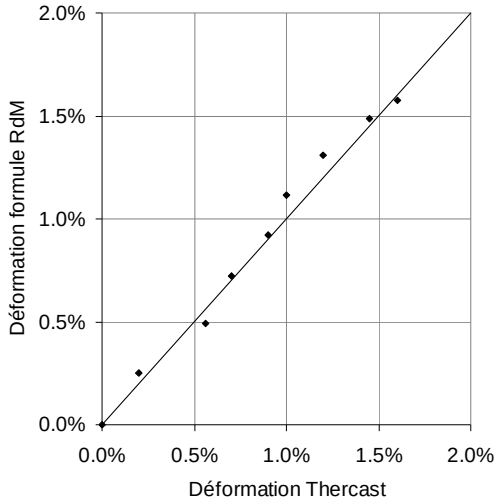
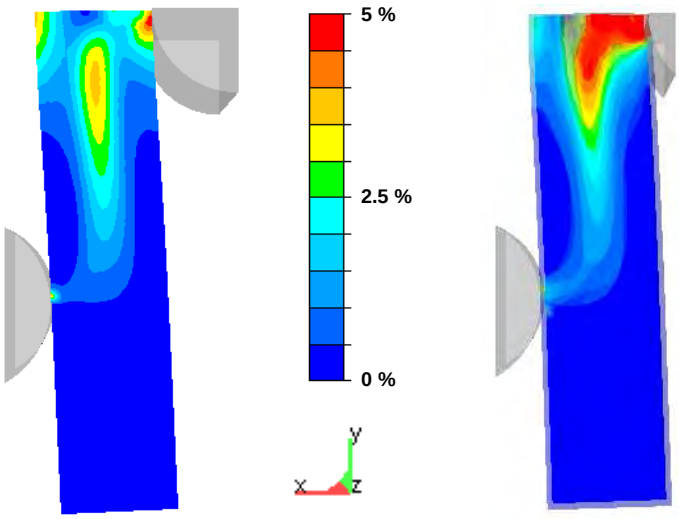


Figure 142 : Confrontation entre la déformation donnée par la formule RdM et la déformation calculée par THERCAST®.

Simulation du cintrage de l'ensemble {lingot – lingotière}.

Au final, il apparaît difficile de mettre en défaut à coup sûr la formule RdM, donc la précision des résultats expérimentaux. La Figure 143 montre que le poinçonnement au droit de l'outil se trouve être foncièrement différent selon le type de modélisation mise en œuvre (avec ou sans lingotière). La simulation laisse apparaître des déformations plus importantes au niveau des faces latérales dans le cas d'une modélisation avec lingotière. L'interprétation de ce type de configuration n'est cependant pas triviale : la distribution des déformations se trouve dépendante de l'effet de structure, de l'hétérogénéité… Nous ne disposons malheureusement pas de données expérimentales suffisantes (observables, données thermophysiques et mécaniques de la lingotière…) pour déterminer quelle modélisation est la plus réaliste.



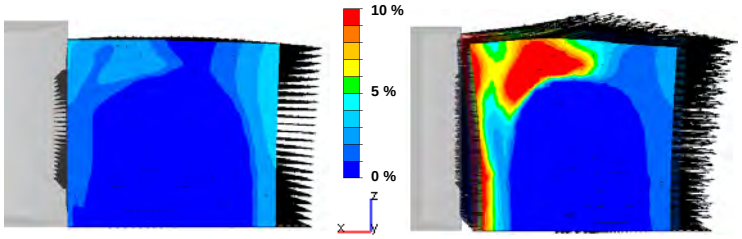


Figure 143 : Distribution de la déformation généralisée (scalaire) dans le lingot et du vecteur déplacement suivant deux vues différentes (les flèches noires correspondent au vecteur déplacement)

Les figures de gauche correspondent au calcul sans prise en compte de la lingotière
Les figures de droite correspondent au cas avec prise en compte de la lingotière

III.3.3 Evaluation des critères de fissuration à chaud

Compte tenu de la particularité de l'essai de cintrage, la carte de sensibilité du critère de Clyne et Davies ([Clyne, 1979]) ne sera pas présentée ici. En effet, ce critère ne permet pas de discriminer la zone où apparaissent les fissures (i.e. la 'zone d'intérêt de l'étude') des autres zones du lingot qui sont aussi dans l'intervalle de fragilité (BTR). Ce critère est trop limitatif car il se base uniquement sur les évolutions thermiques alors qu'expérimentalement, l'essai de cintrage montre une influence importante au chargement mécanique.

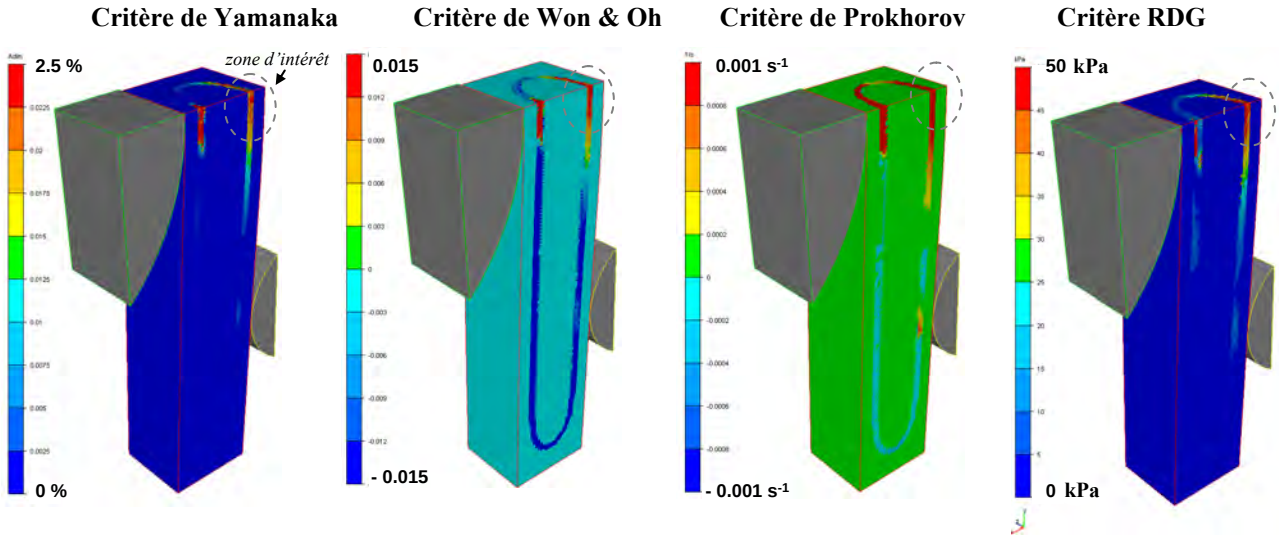


Figure 144 : Expression des différents critères à l'issue du cintrage

Les Figure 144 et Figure 145 pointent qualitativement, et pour l'ensemble des critères, les zones de plus forte sensibilité comme étant à chaque fois les sites où l'on note la présence de fissures (la zone « d'intérêt de l'étude » en face opposée à l'outil, mais aussi la zone au droit de l'outil). L'analyse de ces simulations thermomécaniques montre que ces zones correspondent aux zones où le chargement mécanique au front de solidification est le plus important ; or ce sont les déformations et/ou vitesses de déformation qui pilotent les prédictions de ces différents critères ([Yamanaka, 1991], [Won, 2000], [Prokhorov, 1962] et [Rappaz, 1999]). Expérimentalement, des fissures apparaissaient très tôt dans la zone au droit de l'outil, mais l'analyse de cette zone ne permettait cependant pas de déterminer le chargement mécanique critique dans des conditions identifiables ; en effet des fissures se développaient très rapidement dès le contact entre l'outil et la lingotière. La 'zone d'intérêt de l'étude' permet, quant à elle, une analyse beaucoup moins sujette à des perturbations induites par exemple par les à-coups du bélier…. C'est donc pour ces raisons que cette zone, et seulement elle, a été retenue pour le dépouillement des essais.

Les observations de l'IRSID révèlent une influence non négligeable de la vitesse de déformation sur la valeur du seuil de déformation critique (cf. Figure 124). Le critère de Yamanaka ne prend

pas en compte cette influence : il correspond à une droite verticale dans le plan $(\Delta\hat{\varepsilon}, \dot{\hat{\varepsilon}})$. Cette insensibilité nous incite à éliminer ce critère au profit du critère de Won & Oh, plus riche, qui offre une comparaison directe avec les courbes expérimentales[21]. Au vu des évolutions de la déformation $\Delta\hat{\varepsilon}$ ainsi que de la vitesse de déformation $\dot{\hat{\varepsilon}}$ au cours du cintrage, il est alors logique que l'indice de Won & Oh augmente de manière continue au cours du cintrage (Figure 146(a)) jusqu'à arriver à des valeurs positives. Lorsque ce critère devient positif, cela signifie que l'accumulation de déformation est supérieure à ce que peut endurer localement le matériau. Le critère de l'IRSID, très proche de celui de Won & Oh (Equation (4.19)), laisse paraître la présence de fissures en fin de cintrage dans la zone étudiée (Figure 145).

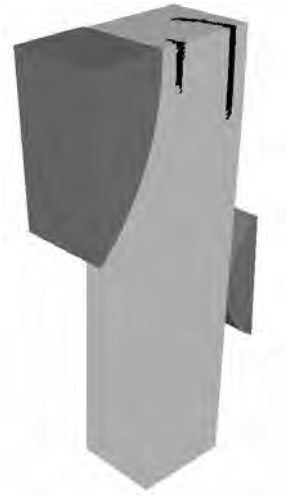


Figure 145 : Expression du critère de l'IRSID à l'issue du cintrage.

Cas d'un essai faisant apparaître des fissures : la zone noire est prédite comme étant fissurée.

[21] Le critère de Won & Oh prend en compte l'influence de la vitesse de déformation et de l'intervalle de fragilité de l'alliage (BTR) sur la valeur de la déformation cumulée critique.

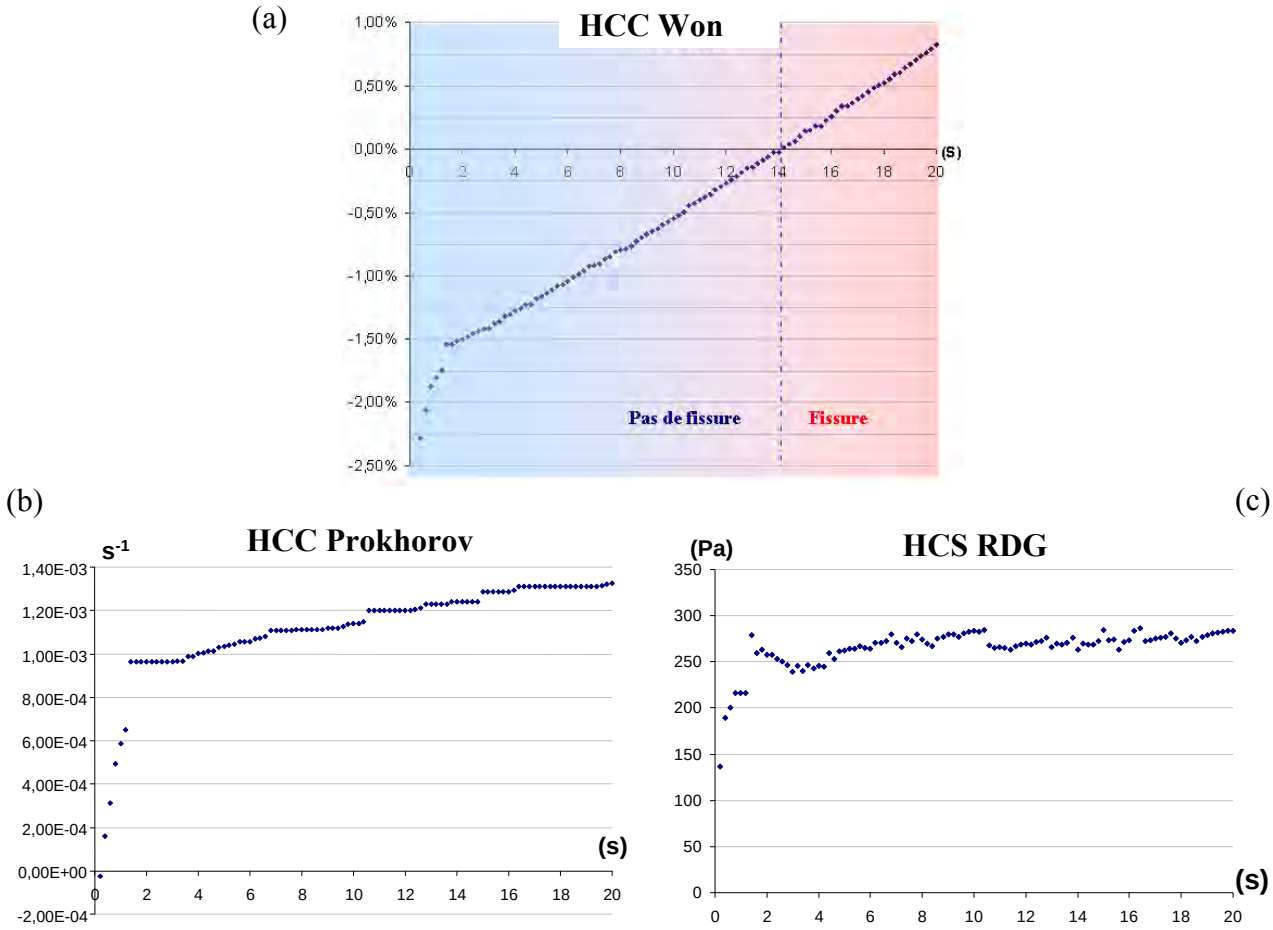


Figure 146 : Evolution des indices HCC de Won & Oh (a), Prokhorov (b), et de l'indice HCS de RDG (c) au cours du cintrage

La vitesse de déformation n'évoluant que faiblement lors du cintrage, les indices $HCC_{Prokhorov}$ et HCS_{RDG} ([Prokhorov, 1962], [Rappaz, 1999]) augmentent peu au cours du temps. En ce sens, ils sont moins fidèles aux observations expérimentales : en effet, plus on fait durer le cintrage plus il y a un risque de formation de fissure. La faiblesse de ces deux critères semble bien provenir d'une indifférence au cumul des déformations, alors que celui-ci est clairement mis en évidence par l'essai de cintrage. D'autre part, le critère de Prokhorov est positif dès le début, ce qui signifie qu'une fissure s'amorcerait dès les premiers instants du cintrage. Nous en concluons que le critère de Prokhorov n'est pas satisfaisant au regard des résultats enregistrés par l'IRSID sur ce type de test, et que le critère RDG est incomplet et nécessiterait une prise en compte des déformations cumulées.

Au final, cette confrontation met en évidence que des critères écrits en vitesse de déformation (critères de type Prokhorov ou RDG) sont en accord qualitatif avec les observations. Or, la finalité de cette étude étant de sélectionner le critère capable de prédire au mieux les conditions d'apparition de criques, il apparaît alors que ces critères (RDG et Prokhorov) ne sont pas les mieux adaptés. Dans son écriture, le critère de Won & Oh paraît plus approprié pour reproduire les seuils de criquabilité obtenus expérimentalement. Par la suite, on s'intéressera à une analyse quantitative du critère de Won & Oh afin de juger de la capacité d'un tel critère à reproduire les observations expérimentales.

IV. Analyse critique des critères de fissuration à chaud

L'objectif de cette section est de confronter les cartes obtenues expérimentalement aux prédictions de critères de fissuration à chaud. Pour cela, intéressons-nous dans un premier temps au critère de Won & Oh.

IV.1 Critère de Won & Oh

IV.1.1 Expression analytique du critère de Won & Oh

L'équation empirique proposée par Won & Oh ([Won, 2000]) permet de prendre en compte les influences relatives de la vitesse de déformation et de l'intervalle de fragilité de l'alliage (BTR) sur la déformation cumulée critique. Cette limite s'écrit pour les aciers :

$$\Delta\hat{\varepsilon}_c^{WON} = \frac{\varphi}{\dot{\hat{\varepsilon}}^{m^*} BTR^{n^*}} \tag{5.8}$$

avec : $\varphi = 0.02821$, $m^* = 0.3131$, $n^* = 0.8638$

Cette expression permet de tracer le seuil de criquabilité (c'est-à-dire $\Delta\hat{\varepsilon}_c(\dot{\hat{\varepsilon}})$) pour une nuance donnée : l'influence de la nuance sur ce seuil est uniquement exprimée à travers l'étendue de l'intervalle de fragilité (i.e. $\Delta\hat{\varepsilon}_c(BTR)$). A l'aide de l'essai de cintrage, des courbes limites ont été établies expérimentalement pour différents aciers (cf. Figure 124 du II.1). Ces résultats sont en accord qualitatif avec la formule analytique de Won & Oh, à savoir le fait que l'on retrouve une influence négative de la vitesse de déformation sur le seuil de criquabilité. Il apparaît alors intéressant de confronter quantitativement cette expression analytique aux observations expérimentales. Ce travail permettra de juger si le critère de Won & Oh est capable de suffisamment bien prendre en compte l'influence relative de la nuance sur les seuils de criquabilité et si le BTR est un paramètre matériau satisfaisant.

IV.1.1.1 Première approche : Calage des BTR (pour la formule analytique de Won & Oh) à partir des courbes expérimentales

La Figure 147 se propose de comparer l'expression analytique du critère de Won & Oh avec les domaines de criquabilité déterminés expérimentalement. Pour ce faire, neuf valeurs de BTR ont été identifiées de manière à coller au mieux avec le réseau de courbes expérimentales.

Calage des BTR

La formule analytique de Won & Oh (équation (5.8)) revient à dire que l'on peut classer, sur le graphique de la Figure 147, les nuances uniquement en fonction de la valeur de leur BTR. Cette considération revient à dire que les nuances sont rangées avec un BTR croissant quand on parcourt la figure de la droite vers la gauche. Les valeurs des BTR qui ont été identifiés à partir de ce graphique sont données dans la légende de la Figure ci-dessus. La grande majorité des BTR identifiés de la sorte paraît plausible.

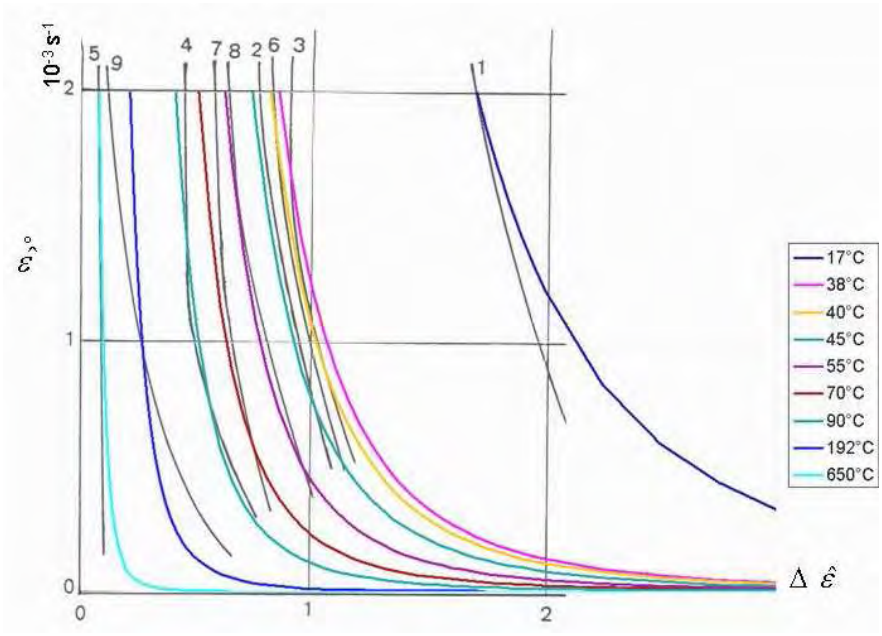


Figure 147 : Comparaison entre les courbes limites expérimentales (en noir) et l'expression analytique du critère de Won & Oh avec calage du BTR pour chacune des neuf nuances (en couleur).

En procédant de la sorte, on constate que les tendances expérimentales sont globalement reproduites, et ce principalement pour les nuances ayant un comportement médian (c'est-à-dire les nuances n° 4, 7, 8, 2, 6). L'influence de la vitesse de déformation n'est pas, cependant, qualitativement en accord avec les nuances 'extrêmes' c'est-à-dire ayant un seuil éloigné des valeurs médianes (cela concerne les nuances n° 5, 9 et 1). D'autre part, les valeurs des BTR retenus pour les nuances 5 et 9 –respectivement 650 et 192°C– ne sont pas quantitativement acceptables. Au final, il apparaît que l'expression analytique de Won & Oh semble mal adaptée pour les nuances les plus chargées en soufre et phosphore ou avec un faible pourcentage de carbone[22].

Sensibilité à la vitesse de déformation

Telle qu'elle est définie dans la littérature, la formule de Won & Oh revient à écrire que l'on a, pour une nuance donnée, une relation du type :

$$\Delta\hat{\varepsilon}_c(\dot{\hat{\varepsilon}}) = A \cdot \dot{\hat{\varepsilon}}^b \tag{5.9}$$

où | la valeur de A est fonction de la nuance
b= -0,3131

Dans son écriture, la formule de Won & Oh fait l'hypothèse d'une sensibilité à la vitesse de déformation identique quelque soit la nuance, c'est-à-dire que la valeur de b ne dépend pas de la nuance. Par la suite, les coefficients A et b ont été identifiés pour chacune des courbes expérimentales. Les résultats sont donnés dans le Tableau 23.

[22]Pour rappel, la composition chimique des neuf nuances est donnée dans le Tableau 22.

Nuance	Valeur de *b*
1	-0,20
2	-0,27
3	-0,21
4	-0,30
5	-0,15
6	-0,25
7	-0,21
8	-0,29
9	-0,74

Tableau 23 : Valeur du coefficient de dépendance de la déformation critique à la vitesse de déformation suivant la nuance d'acier

Ces résultats montrent qu'il existe un effet relativement important de la nuance sur la dépendance à la vitesse de déformation. Les valeurs de *b* s'éloignent quelque peu, pour certaines nuances, de la valeur fixée par le critère de Won & Oh (i.e. -0,3131).

Au final, ce paragraphe montre les limites du critère de Won & Oh. La nuance peut se révéler avoir un effet de premier ordre sur les courbes de criquabilité. Cependant, le fait de concentrer toute l'influence d'un alliage sur la valeur du BTR ne semble pas permettre de rendre compte de l'ensemble des observations expérimentales ; certains des BTR identifiés dans ce paragraphe sont clairement aberrants.

IV.1.1.2 Seconde approche : Calcul des BTR à partir du chemin de solidification de chaque nuance

Les chemins de solidification de ces diverses nuances ont été déterminés à partir du logiciel CEQCSI, en fixant un temps local de solidification de 500 s (temps caractéristique auquel les défauts apparaissent au cours de l'essai de cintrage). A partir de ces données, il est ensuite possible d'extraire les valeurs de BTR correspondant aux bornes de fractions solides seuils. De manière générale, la valeur de fraction de solide critique à partir de laquelle le liquide ne peut plus circuler a été identifiée sur des aciers par de nombreux auteurs ([Seol, 2002], [Bobadilla, 1988]) comme étant égale à 0,90. On retient généralement comme borne supérieure la valeur de 0,99 ([Drezet, 2002], [Clyne, 1979], [Won, 2000]) qui correspond au seuil à partir duquel la ductilité augmente de manière conséquente (Zero Ductility Temperature).

Les calculs de microségrégation CEQCSI n'ayant pas donné de solution satisfaisante pour l'ensemble des nuances, on ne s'intéressera qu'à cinq des neuf nuances (Tableau 24).

	BTR (°C)
Nuance 1	63
Nuance 3	44
Nuance 4	58
Nuance 6	26
Nuance 7	37

Tableau 24 : Valeurs de l'intervalle de fragilité (BTR) déterminées à partir du chemin de solidification de chaque nuance issu d'un calcul CEQCSI pour un temps local de solidification de 500 s et des bornes 0.9 et 0.99 pour la fraction solide.

La Figure 148 offre une confrontation entre les déformations critiques exprimées à partir de la formule analytique de Won & Oh (équation (5.8)) d'après les BTR du Tableau 24, avec les seuils mesurés expérimentalement (via l'essai de cintrage) pour trois vitesses de déformation données ($0{,}5.10^{-3}$, 1.10^{-3} et 2.10^{-3} s^{-1}).

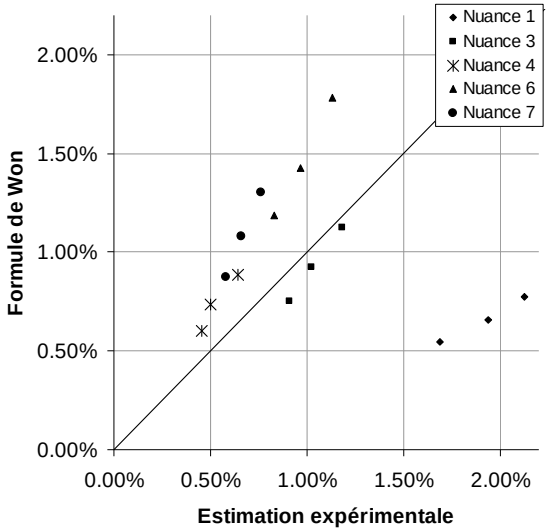


Figure 148 : Confrontation entre les prédictions issues de la formule de Won & Oh et les valeurs de la déformation critique estimées expérimentalement, pour trois vitesses de déformation (0,5.10^{-3}, 1.10^{-3} et 2.10^{-3} s^{-1}).

La formule analytique de Won & Oh donne approximativement le bon ordre de grandeur des déformations à rupture, à partir des valeurs de BTR calculées précédemment (cf. Tableau 24). Il existe tout de même quantitativement une erreur relative non négligeable, et ce, particulièrement pour la nuance 1, une nuance peu chargée en carbone, qui s'éloigne du spectre de nuances pour lequel Won & Oh ont établi leur formule.

Une nouvelle confrontation a été mise en œuvre en se basant cette fois-ci sur le chemin de solidification à l'équilibre. Les BTR qui en résultent sont donnés dans le Tableau 25. Ces résultats montrent qu'avec les BTR déduits des chemins de solidification à l'équilibre la corrélation n'est pas satisfaisante : la formule de Won & Oh surestime alors fortement la valeur de la déformation à rupture pour l'ensemble des nuances.

	BTR (°C)
Nuance 1	13
Nuance 2	14
Nuance 3	13
Nuance 4	31
Nuance 5	14
Nuance 6	19
Nuance 7	30
Nuance 8	16
Nuance 9	22

Tableau 25 : Valeurs de l'intervalle de fragilité (BTR) déterminées à partir du chemin de solidification à l'équilibre

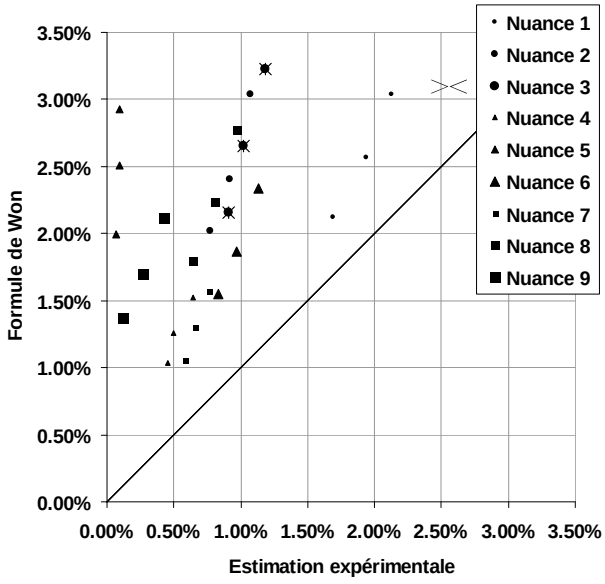


Figure 149 : Confrontation entre les prédictions de la déformation à rupture issues de la formule de Won & Oh (BTR à l'équilibre) et les valeurs estimées expérimentalement.

Les tendances observées sur la figure ci-dessus sont tout à fait logiques dans le sens où, il paraît déraisonnable de considérer le chemin de solidification à l'équilibre étant donné le rôle joué par le phénomène de microségrégation. Le soufre et le phosphore ont par exemple, une influence importante sur la cinétique de disparition du liquide en toute fin de solidification (cf. les

différences entre le Tableau 24 et le Tableau 25). Ainsi, en procédant de la sorte, on néglige cette influence considérable sur les nuances les plus chargées. Or, c'est sur ces nuances que l'on observe expérimentalement les ductilités les plus faibles. Pour rappel, les calculs de microségrégation n'ont malheureusement pas permis d'obtenir les chemins de solidification de ces nuances-là.

IV.1.2 Limitations du critère de Won & Oh

D'après ce qui vient d'être vu dans les deux paragraphes précédents, il apparaît que la formule de Won & Oh possède quelques limitations : elle n'est pas capable de suffisamment bien reproduire les mesures expérimentales sur l'ensemble des nuances testées. L'avantage principal de ce critère réside dans sa forme simple et universelle : il est tout à fait adapté pour être utilisé dans un code de calcul comme THERCAST® (code adapté à l'échelle du procédé industriel) et a besoin, au final, d'un unique paramètre (le BTR). Vue la complexité du phénomène 'fissuration à chaud' (cf. Chapitre 1), et compte tenu du fait que le problème mécanique est traité dans le code selon une approche de type milieu monophasé équivalent, il paraît intéressant de s'orienter vers une description simplifiée –dans la même logique que le critère de Won & Oh– nécessitant peu de paramètres[23] et qui soit capable de suffisamment bien prédire la frontière de criquabilité en fonction de la nuance.

On a montré précédemment que l'unique paramètre matériau du critère de Won & Oh (le 'BTR') pouvait ne pas se révéler satisfaisant suivant la composition chimique de l'alliage. En fin de solidification, l'évolution de la fraction de solide avec la température peut différer sensiblement suivant le modèle considéré et les conditions de refroidissement. Dans ces conditions, il est difficile d'extraire une valeur de BTR objective, et d'autant plus quand la fraction de liquide a tendance à tangenter vers zéro. On comprend bien, sur l'exemple de la Figure 150, que le choix des fractions de solide critiques peut alors avoir une influence fondamentale sur la valeur du BTR. Ceci a une répercussion immédiate sur la valeur de la déformation critique déduite (équation (5.8)).

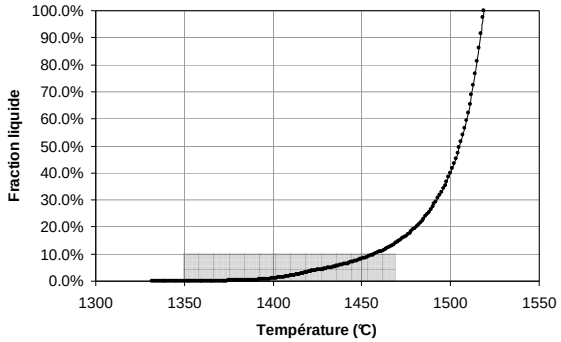


Figure 150 : Chemin de solidification de la nuance n°4 d'après le calcul CEQCSI

Sur l'exemple de la Figure 150, le fait de considérer f_s=0.97 au lieu de 0.99 provoque une variation relative d'environ 40% sur le résultat final (i.e. $\Delta\hat{\varepsilon}_c$) ; et f_s=0.999 au lieu de 0.99 implique une variation de 67%. Ces influences très importantes du chemin de solidification et des bornes de fraction solide, rendent définitivement le BTR inapproprié pour être l'unique paramètre matériau d'un tel critère.

[23] La vocation de THERCAST® étant d'être un outil d'optimisation destiné aux industriels, il est alors nécessaire de proposer un critère manipulant des paramètres matériaux facilement identifiables.

IV.2 Proposition d'un nouveau critère de fissuration à chaud

IV.2.1 Vers une meilleure prise en compte de la nuance

IV.2.1.1 Paramètres matériaux d'un critère de fissuration à chaud

Pour une nuance N donnée, la formulation du critère de Won & Oh revient à définir le seuil de criquabilité comme :

$$\Delta\hat{\varepsilon}_c^{\,Nuance\ N}(\dot{\hat{\varepsilon}}, p_1) \tag{5.10}$$

où p_1 est l'unique paramètre matériau, en l'occurrence le BTR de la nuance. Or, nous avons vu dans le paragraphe précédent que ce paramètre pouvait être remis en question pour non correspondance pour l'ensemble des nuances, du fait de l'influence du modèle de microségrégation, ou du choix des bornes. Ce problème de forte dépendance du critère de Won & Oh vis-à-vis du modèle de microségrégation utilisé a parallèlement été soulevé par [Pierer, 2007]. En conséquence, l'auteur conseille soit d'utiliser toujours le même modèle de microségrégation[24], soit de recalculer les paramètres du critère de Won & Oh, en fonction du modèle de microségrégation choisi. Mais, ce qui a été vu au paragraphe précédent laisse penser que ces précautions ne permettront pas à coup sûr de garantir une bonne correspondance pour l'ensemble des nuances.

Au final, pour mieux prendre en compte l'influence de la nuance sur le seuil de déformation, il apparaît nécessaire :

- Soit de changer de paramètre p_1
- Soit de rajouter un paramètre p_2 supplémentaire :

$$\Delta\hat{\varepsilon}_c^{\,Nuance\ N}(\dot{\hat{\varepsilon}}, p_1, p_2) \tag{5.11}$$

où | p_1 : BTR
p_2 : paramètre matériau supplémentaire

La seconde option paraît la plus attrayante, dans la mesure où l'on pourrait imaginer p_2 comme étant un paramètre permettant de pondérer le risque encouru en fonction de la composition chimique (cf. remarques des paragraphes 5.II.2 et 5.IV.1).

IV.2.1.2 L'indice de fissuration de [Wünnenberg, 1985]

Wünnenberg et al ([Wünnenberg, 1985]) ont étudié l'influence de la nuance sur la criquabilité. Un indice de fissuration prenant en considération leurs observations expérimentales a donc été établi :

$$I_C^{NuanceN} = a_0 \cdot \exp(b_0 \cdot x) \cdot y^{c_0} \tag{5.12}$$

où | x = pourcentage massique de carbone
y = rapport Mn/S
avec a_0=30.848, b_0=2.195 et c_0=-0.857

[24] Si on procède de cette manière, il est effectivement possible de comparer, toutes choses égales par ailleurs, l'influence relative de la nuance. Cependant, on ne peut pas garantir de résultat fiable : avec deux modèles de microségrégation différents, et toutes choses égales par ailleurs, l'auteur obtient des déformations critiques de 1.8% et 2.7%.

Cet indice est l'image de la criquabilité d'une nuance donnée ; or plus la nuance est sensible à la fissuration à chaud, plus son seuil de déformation a des chances d'être faible. Il est donc possible qu'il y ait une corrélation entre cet indice et la déformation à rupture de l'alliage. Afin de vérifier cette interrogation, l'indice de Wünnenberg a été calculé dans le cas des neuf nuances cintrées (Tableau 26).

Nuance	C (% massique)	Mn/S	I_c
1	0.11	82	0.9
2	0.11	35	1.9
3	0.18	65	1.3
4	0.2	27	2.8
5	0.17	5	11.3
6	0.41	92	1.6
7	0.36	27	4.0
8	0.15	79	1.0
9	0.4	92	1.5

Tableau 26 : Indice de fissuration des 9 nuances étudiées

Nous avons ensuite comparé chacune des nuances deux à deux (N_1 et N_2), en exprimant le rapport $\Delta\hat{\varepsilon}_c^{\,N1} / \Delta\hat{\varepsilon}_c^{\,N2}$ entre leurs seuils de criquabilité (ordonnée du graphique) et en calculant le rapport I_C^{N2} / I_C^{N1} entre leurs indices de fissuration respectifs (abscisse du graphique). Le résultat de cette confrontation est présenté en Figure 151 pour l'ensemble des nuances.

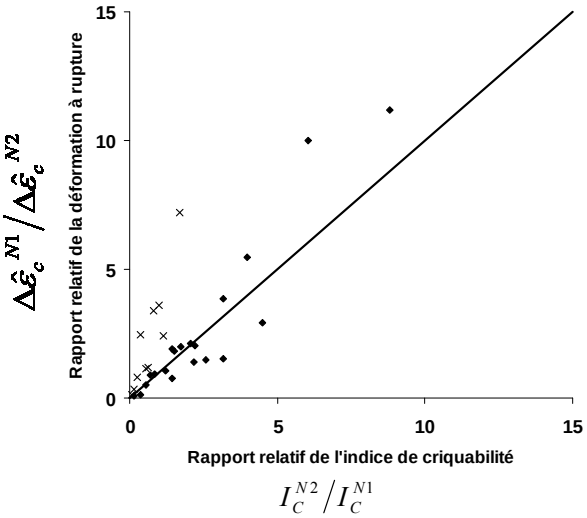


Figure 151 : Corrélation entre 'déformation à rupture' et 'indice de criquabilité de Wünnenberg'. Comparaison entre les nuances deux à deux.

(Les croix correspondent aux confrontations faisant intervenir des nuances chargées en phosphore).

On confirme qu'il n'est pas absurde de faire le lien entre seuil de criquabilité et indice de fissuration. Les confrontations faisant intervenir les nuances extrêmement chargées en phosphore (i.e. les nuances 8 et 9) ont été représentées avec une croix. La corrélation est nettement moins bonne pour ces nuances-là ; cela s'explique cependant aisément par le fait que l'indice de Wünnenberg ne prend pas en compte le pourcentage de phosphore alors que l'on sait que ce dernier a une influence importante sur la criquabilité. En outre, ces résultats confirment que l'essai de cintrage a permis de classifier les nuances suivant leur sensibilité à la crique, et que les valeurs des déformations mesurées ne paraissent pas aberrantes.

IV.2.2 Vers une reformulation du critère de Won & Oh

Avec ce qui vient d'être vu, nous pouvons reformuler le critère de Won & Oh à l'aide d'un terme supplémentaire, I_c :

$$\Delta\hat{\varepsilon}_c(\dot{\hat{\varepsilon}}, BTR, I_c) \tag{5.13}$$

Ainsi, on 'pénalise' la déformation critique de Won & Oh à partir d'un facteur qui est directement l'inverse de l'indice de fissuration établi par [Wünnenberg, 1985] :

$$\Delta\hat{\varepsilon}_c(BTR, I_c) = \frac{\varphi}{\dot{\hat{\varepsilon}}^{m^*} BTR^{n^*}} \cdot \frac{1}{I_c} \tag{5.14}$$

L'idée est d'utiliser, dans la formule (5.14), la valeur du BTR issue du chemin de solidification pris à l'équilibre étant donné que celui-ci est moins sujet à controverses (cf. 5.IV.1.2). Cette façon de procéder mène à une surestimation du seuil de criquabilité (cf. Figure 149) ; le fait de pondérer par $1/I_c$ permet ainsi de baisser d'autant plus la valeur du seuil que le risque encouru est grand, car I_c est généralement supérieur à 1 (cf. Tableau 26). La Figure 152 permet de confronter les prédictions de l'équation (5.14) aux mesures expérimentales, en fonction du choix des bornes du BTR (fractions seuils de 80 et 99% de fraction solide pour la figure de gauche, et de 90 et 99% pour la figure de droite).

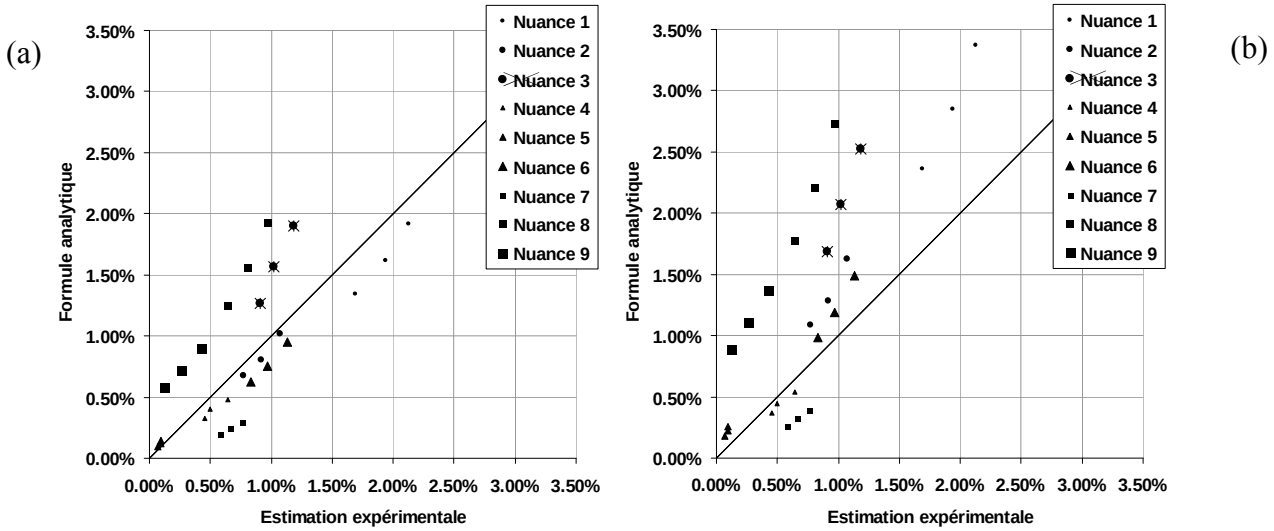


Figure 152 : Confrontation entre les prédictions issues de la formule analytique (5.14) et les valeurs de la déformation estimée expérimentalement (Pénalisation avec l'indice de fissuration de Wünnenberg).

(a) Bornes du BTR : 80%-99% de fraction solide
(b) Bornes du BTR : 90%-99% de fraction solide

Cette nouvelle expression analytique permet de mieux approcher les résultats expérimentaux, et ce, particulièrement pour un BTR pris entre 80 et 99% de fraction solide. On remarque une nette amélioration par rapport aux confrontations précédentes (cf. Figure 148 et Figure 149). L'écriture proposée à l'équation (5.14) va donc dans le bon sens même s'il est clair que les coefficients de l'indice de Wünnenberg demandent à être recalculés. Les nuances chargées en phosphore (nuances 8 et 9) sont logiquement surestimées du fait que l'indice de Wünnenberg n'intègre pas l'influence du phosphore. Une amélioration sera donc proposée dans ce sens au paragraphe suivant.

IV.2.3 Expression du nouveau critère

On vient de voir qu'il est possible d'améliorer l'écriture de Wünnenberg afin de prendre en compte l'influence du taux de phosphore. Pour cela, on peut proposer une écriture dans le même esprit que l'équation (5.12) :

$$I_c^{OC} = a \cdot \exp(b_0 \cdot x) y^{c_0} z^d \tag{5.15}$$

où | x = pourcentage massique de carbone
y = rapport Mn/S
z = pourcentage massique de phosphore

Les paramètres *a* et *d* ont été identifiés à partir des résultats expérimentaux, et ce, pour différentes bornes du BTR (80%-99%, 85%-99%, 90%-99%, 85%-95%, 85%-97%). Au final, la meilleure correspondance a été établie pour des bornes à 85 et 97% de fraction solide. Dans ce cas, les paramètres du nouvel indice de fissuration valent :

$$\begin{cases} a = 736.52 \\ b_0 = 2.195 \\ c_0 = -0.857 \\ d = 0.8509 \end{cases} \tag{5.16}$$

Le Tableau 27 donne le nouvel indice exprimé pour chacune des nuances. On remarque qu'avec cette nouvelle écriture, les nuances 8 et 9 ont dorénavant un indice de fissuration comparativement plus important.

	C (%)	P (%)	Mn/S	I_c^{OC}
Nuance 1	0.11	0.03	82	1.1
Nuance 2	0.11	0.02	36	1.6
Nuance 3	0.18	0.03	65	1.5
Nuance 4	0.2	0.03	27	3.4
Nuance 5	0.17	0.03	**5**	13.6
Nuance 6	0.41	0.03	92	1.9
Nuance 7	0.36	0.03	27	4.9
Nuance 8	0.15	**0.097**	79	3.3
Nuance 9	0.4	**0.1**	94	5.2

Tableau 27 : Facteur de pondération en fonction de la nuance

La Figure 153 présente la qualité de prédiction de ce nouveau critère. Les résultats sont tout à fait satisfaisants sur la majorité des nuances ; seules les nuances 2, 3 et 7 s'éloignent de la diagonale. Le seuil des nuances 2 et 3 est surestimé tandis que celui de la nuance 7 est sous estimé. Ceci peut venir du fait que cette écriture reste trop simple (e.g. non prise en compte de l'influence liée du soufre et phosphore avec le carbone) pour forcément bien correspondre sur un spectre de nuances assez large.

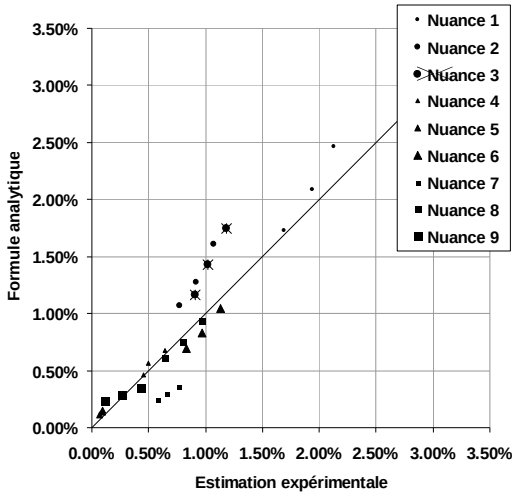


Figure 153 : Confrontation entre les prédictions issues du nouveau critère (équation (5.18)) et les valeurs de la déformation estimée expérimentalement.

(Bornes du BTR : 85%-97% de fraction solide).

Le seuil de déformation donné par ce nouveau critère, s'écrit :

$$\Delta\hat{\varepsilon}_c^{\,OC}(BTR,\ I_c^{\,OC}) = \Delta\hat{\varepsilon}_c^{\,WON}(BTR)\cdot\frac{1}{I_c^{\,OC}} \tag{5.17}$$

Soit :

$$\Delta\hat{\varepsilon}_c^{\,OC} = \frac{\varphi}{\dot{\hat{\varepsilon}}^{m^*} BTR^{n^*}}\cdot\frac{1}{a\cdot\exp(b_0\cdot x)y^{c_0}z^d} \tag{5.18}$$

où
- BTR = intervalle de température prise entre 85% et 97% de fraction solide (à partir du chemin de solidification à l'équilibre)
- x = pourcentage massique de carbone
- y = rapport Mn/S
- z = pourcentage massique de phosphore

avec
- a = 736.52
- b_0 = 2.195
- c_0 = -0.857
- d = 0.8509

La démarche présentée ici permet de s'affranchir du choix délicat et non sans conséquence, des bornes du BTR. [Nagaumi, 2006] a montré sur des alliages Al-Mg-Si-Fe, que les bornes du BTR pouvaient sensiblement varier –en terme de f_s seuil–, d'un alliage à l'autre. Ce nouveau critère permet de se débarrasser de ce type de problème de par la mise en place de l'indice de fissuration, ce qui rend implicitement compte de ce type d'influence.

Au final, ce nouveau critère de fissuration à chaud sera écrit dans le code de la façon suivante :

$$HCC^{\,elt}{}_{OC} = \max_{T\in BTR}\left(\int_{t_0}^{t}\dot{\hat{\varepsilon}}^{elt}(\zeta)d\zeta - \Delta\hat{\varepsilon}_c^{elt\,OC}\right) \tag{5.19}$$

$$HCC^{\,elt}{}_{OC} = \max_{T\in BTR}\left(\int_{t_0}^{t}\dot{\hat{\varepsilon}}^{elt}(\zeta)d\zeta - \frac{\varphi}{\dot{\hat{\varepsilon}}^{m^*} BTR^{n^*}}\cdot\frac{1}{a\cdot\exp(b_0\cdot x)y^{c_0}z^d}\right) \tag{5.20}$$

avec : φ= 0.02821, m^*=0.3131, et n^*=0.8638 ; a = 736.52, b_0 = 2.195, c_0 = -0.857 et d = 0.8509

t_0 désigne le temps d'entrée dans le BTR

IV.2.4 Interprétation physique du critère

L'objectif de ce paragraphe est d'apporter une interprétation physique du critère proposé dans le paragraphe précédent.

Le critère de Suyitno ([Suyitno, 2002]) exprime la propagation éventuelle d'une porosité en fissure. Pour cela, la dimension de la cavité ($d_{porosité}$) est comparée à une dimension critique ($d_{critique}$), déterminée en utilisant le modèle de rupture fragile de Griffith. En d'autres thermes, une fissure se propage si :

$$d_{porosité} > d_{critique} \tag{5.21}$$

soit :

$$\frac{\sqrt{3}}{\pi} b^2 \Delta\hat{\varepsilon} > 4\gamma_e \frac{E}{\pi\sigma^2} \tag{5.22}$$

où b, γ_e *et* E sont respectivement le diamètre final des grains, la tension de surface du liquide et le module d'Young du pâteux.

Ainsi, cette écriture revient à dire que :

$$\Delta\hat{\varepsilon}_c \propto \gamma_e \cdot \frac{1}{\sigma^2} \tag{5.23}$$

Or, si on modélise la zone pâteuse par un milieu continu viscoplastique (comme c'est le cas dans le logiciel THERCAST®), la formule (5.23) revient à :

$$\Delta\hat{\varepsilon}_c \propto \gamma_e \cdot \dot{\varepsilon}^{-2m} \tag{5.24}$$

De manière générale, pour des nuances d'acier, la valeur du coefficient m (sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation) vaut environ m=0,15 au voisinage de la température de solidus. Ceci signifie alors que, de manière générale, (5.24) s'écrit comme :

$$\Delta\hat{\varepsilon}_c \propto \gamma_e \cdot \dot{\varepsilon}^{-0.3} \tag{5.25}$$

Le critère de Suyitno semble donc rendre compte des observations expérimentales. En effet, on retrouve des similitudes entre l'Equation (5.25) et l'Equation (5.18) ; celle-ci pouvant être effectivement réécrite de la manière suivante :

$$\Delta\hat{\varepsilon}_c^{\,OC} = \left(\frac{1}{BTR^{n^*}} \cdot \frac{\varphi}{I_c^{\,OC}} \right) \cdot \dot{\hat{\varepsilon}}^{-m^*} \tag{5.26}$$

Les essais ont montré l'influence de la nuance sur la dépendance à la vitesse de déformation (Equation (5.26)). D'après l'interprétation du critère de Suyitno, cette influence pourrait donc provenir de la rhéologie de l'alliage à travers la valeur du coefficient m. L'influence de la nuance sur le seuil de déformation pourrait s'expliquer en partie par l'effet de la tension de surface des derniers films liquides. En effet, des observations expérimentales ([Saveiko, 1961]) ont montré l'influence relative du taux de soufre et de carbone sur la tension de surface (cf. Figure 154). Il serait intéressant de disposer de données supplémentaires afin de confronter l'expression (5.25)

aux courbes de criquabilité issues de l'essai de cintrage. Pour ce faire, la dynamique moléculaire pourrait se révéler être un outil intéressant.

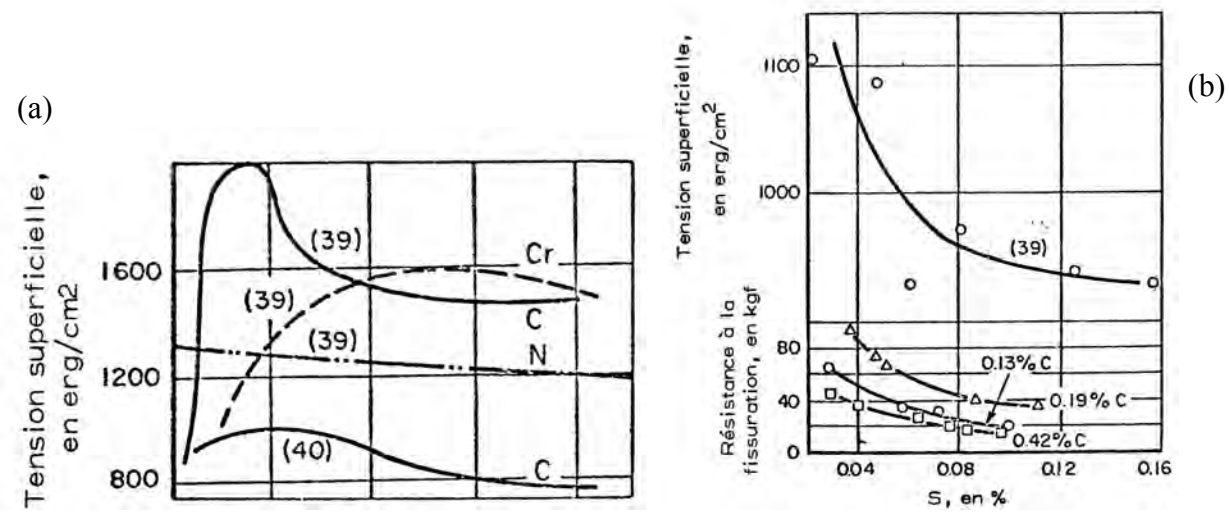


Figure 154 : Effet de la composition chimique sur la tension de surface ([Saveiko, 1961]).

(a) Effet du carbone, du chrome et de l'azote.

(b) Effet du soufre pour trois niveaux de carbone différents.

Ce nouveau critère permet implicitement de rendre compte de ces considérations à travers le nouveau paramètre matériau I_c^{OC} (Equation 5.26). Même si les bases du critère de Suyitno sont contestables (cette formule étant établie pour un milieu élastique), le terme γ_e intègre le développement de microporosités ; il semble donc capable de transcrire au premier ordre l'influence de la composition chimique sur la déformation critique.

Dans son écriture, le nouveau critère nécessite des données facilement identifiables pour l'utilisateur du logiciel THERCAST® (chemin de solidification à l'équilibre et composition chimique de la nuance) alors que ce n'est pas le cas du critère de Suyitno. En effet, l'utilisateur ne peut pas avoir précisément accès à l'ensemble des paramètres utilisés dans l'équation (5.22).

V. Discussion

V.1 Forces et faiblesses du nouveau critère

L'objectif de ce paragraphe est de faire le bilan sur le nouveau critère de fissuration à chaud développé dans le cadre de nos travaux.

V.1.1 Avantages

Ce nouveau critère a été mis en place dans le but de rendre compte d'observations expérimentales. On a vu –au travers de l'essai Crickacier et de l'essai de cintrage–, l'importance de la déformation sur l'amorçage de criques à chaud. Le critère a ensuite été établi afin de rendre compte des effets au premier ordre de la nuance. Dans son écriture, ce critère nécessite des paramètres qui sont a priori facilement identifiables. Il a été construit de manière pragmatique afin de rendre compte uniquement des effets prépondérants : la complexité du phénomène 'fissuration à chaud' (problème multiphysique, influence de nombreux paramètres…), les moyens de calculs actuels ainsi que l'objectif final de la thèse nous ont obligés à avoir ce souci de simplification.

Le fait de se baser sur le chemin de solidification à l'équilibre ne nous fait pas subir l'influence prépondérante du modèle de ségrégation et du choix des bornes du BTR. D'autre part, l'utilisateur de THERCAST® se basant généralement sur le chemin de solidification à l'équilibre, ce traitement permet de rester cohérent entre la résolution du problème thermique et l'expression du critère de fissuration à chaud.

Le fait de réaliser des simulations numériques avec chemin de solidification hors équilibre obligeait l'utilisateur du code à un choix qui n'était pas anodin. L'abaissement important de la température de fin de solidification obligeait à ce moment-là à décaler les températures auxquelles avait été définie la rhéologie à l'équilibre ; par exemple les données matériaux donnent une certaine rhéologie au solidus T_s (équilibre) et dans la mise en données 'hors équilibre', ceci impliquera de mettre cette rhéologie à la température de fin de solidification $T_{fs}=T_s$-70°C. Or, le matériau commence à acquérir une certaine résistance en toute fin de solidification alors même qu'il reste quelques gouttes de liquide résiduel. Il n'est donc pas évident de définir correctement les paramètres de comportement dans ces conditions. On comprend bien que ces choix soient plus délicats et discutables qu'en traitant le problème à l'équilibre et en pénalisant le seuil en fonction de l'influence néfaste apportée par le soufre, phosphore et carbone.

Il faut aussi souligner le fait que ce critère semble avoir un sens physique (cf. paragraphe 5.IV.2.4).

V.1.2 Inconvénients

Ce nouveau critère a été établi à partir de résultats expérimentaux des seuls essais de cintrage. Il serait bien évidemment intéressant de le mettre en œuvre sur d'autres essais (essais à l'échelle semi-industrielle, essais Crickacier…) afin de compléter sa validation.

La prise en compte de l'influence relative du pourcentage de phosphore a été effectuée à partir d'un éventail de nuances ne permettant de disposer que de deux taux de phosphore différents (0.03 et 0.1%). Il serait tout à fait souhaitable de confronter ces observations à des nuances ayant des pourcentages de phosphore intermédiaires.

L'influence du pourcentage de soufre et de phosphore n'a pas été corrélée avec le taux de carbone dans l'écriture de ce nouveau critère. On pourra alors imaginer, dans le futur, une amélioration du critère prenant en compte ces considérations.

La dernière remarque que l'on peut faire sur le critère, est qu'il ne permet pas d'intégrer l'influence que peut avoir la cinétique de refroidissement et la microstructure sur le seuil de criquabilité. En effet, il est reconnu qu'une microstructure fine est moins sensible aux problèmes de fissuration. Cela peut être interprété par le fait qu'une microstructure fine favorise une meilleure accommodation des déformations par glissements aux joints de grains ([Pierer, 2007]).

V.2 Application du critère aux essais Crickacier

L'objectif de ce paragraphe est de confronter les prédictions du nouveau critère aux essais Crickacier. Pour cela, intéressons-nous dans un premier temps aux coulées similaires effectuées sur le 40CMD8.

V.2.1 Coulées de 40CMD8

La figure ci-dessous offre une confrontation dans le cas des coulées 18 à 21. La Figure 155(a) rappelle la prédiction issue du critère de Won & Oh tandis que les Figure 155(b) et (c) résultent directement de l'expression du nouveau critère. Ce critère permet de prendre en compte la composition chimique, or l'ensemble des coulées 18 à 21 n'ayant pas exactement la même composition chimique (cf. Tableau 13 du chapitre3), nous avons donc dissocié cette famille en deux cas distincts :

- le cas de la coulée 18 (Figure 155(b)) ;
- et le cas des coulées 19 à 21 (Figure 155(c)).

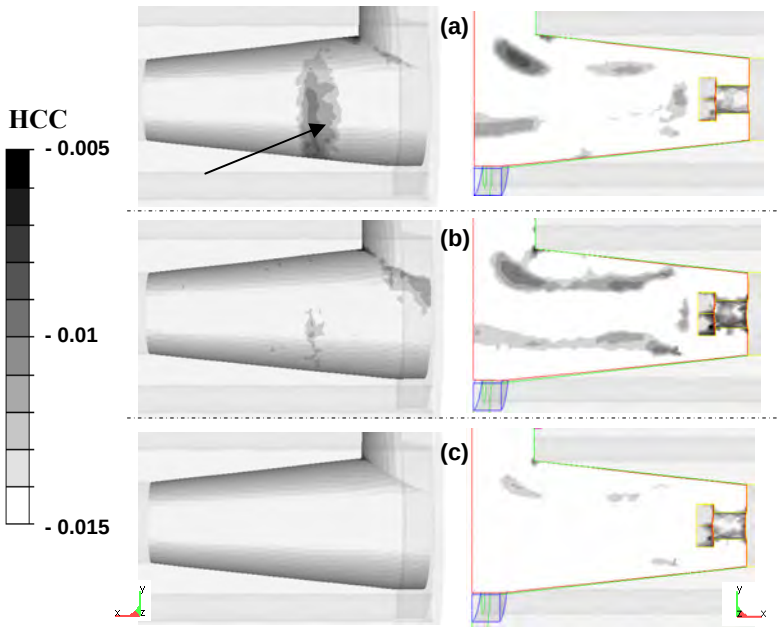


Figure 155 : Confrontation entre le nouveau critère et le critère de Won & Oh dans le cas des coulées 18 à 21

(a) Valeurs du critère de Won & Oh

(b) Valeurs du nouveau critère (cas de la coulée 18)

(c) Valeurs du nouveau critère (cas des coulées 19 à 21)

Les valeurs du nouveau critère (cas de la coulée 18) restent assez comparables –à quelques différences près–, à celles issues du critère de Won & Oh. Ces critères donnent des valeurs de HCC très proches pour la zone de plus forte sensibilité[25] mais les zones de sensibilité moyenne (i.e. entre -0.01 et -0.08) s'en trouvent modifiées. Le critère de Won & Oh permet cependant de

[25] Il s'agit de la zone à proximité du col de la masselotte : zone où l'on observe effectivement la présence de fissures désaxées

mieux révéler le risque constaté expérimentalement dans la zone repérée par la flèche sur la Figure 155(a).

La comparaison entre les Figure 155(b) et (c) illustre l'influence de la composition chimique sur les prédictions du critère. Dans le cas des coulées19 à 21, le risque encouru est donné comme étant bien plus faible que dans celui de la coulée 18.
Les indices HCC restent dans les trois cas ((a), (b) et (c)) négatifs ce qui signifie, d'après les critères, qu'aucune fissure n'apparaît. Or, des fissures ont toujours été constatées lors des coulées 18 à 21. Cela pourrait alors signifier que notre critère a tendance à surestimer la valeur critique $\Delta\hat{\varepsilon}_c$ pour le 40CMD8.

V.2.2 Coulées de 100C6

Le critère a ensuite été utilisé pour l'étude des coulées de 100C6 (Figure 156). On note une nouvelle fois que la distribution du nouveau critère (HCC) n'est pas foncièrement différente de celle du critère de Won & Oh.

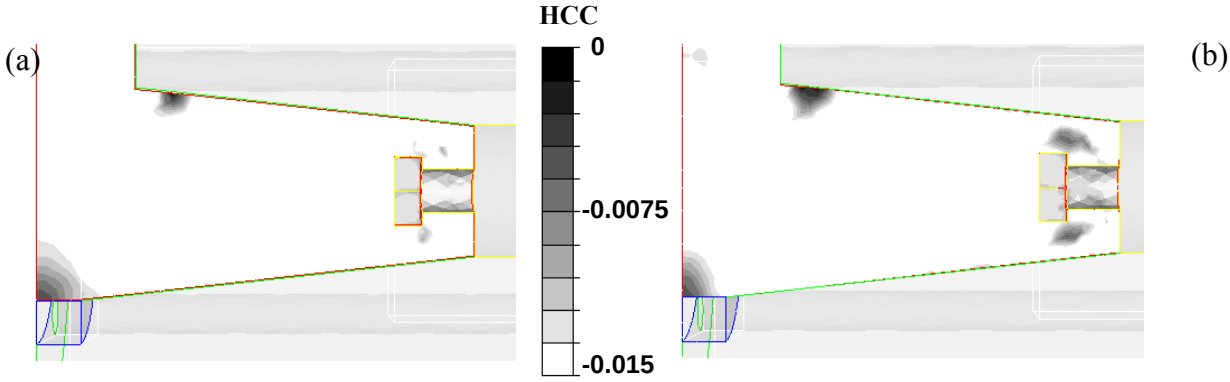


Figure 156 : Comparaison entre le critère de Won & Oh (a), et le nouveau critère de fissuration à chaud (b)

Les coulées 29 et 30 ont volontairement été réalisées avec un taux de soufre de 0.02% alors que ce dernier n'était que de 0.003% sur la coulée 28. Les prédictions du nouveau critère sont présentées à la Figure 157 dans le cas de ces deux familles. Sur cette figure, les zones noires correspondent aux zones où le critère HCC est positif : cela signifie que le critère prédit localement l'apparition de fissures. Les zones grises de cette Figure correspondent aux régions où l'indice reste négatif, donc au matériau sain.

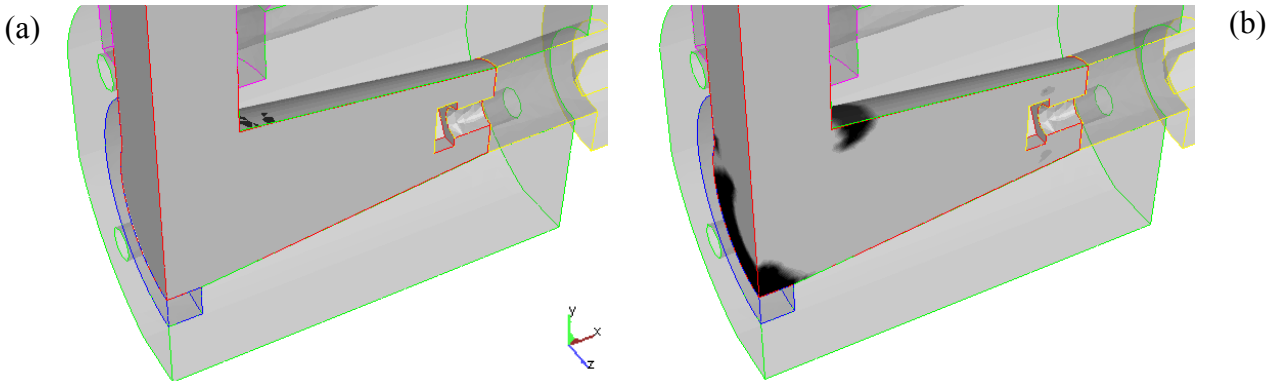


Figure 157 : Influence relative du pourcentage de soufre.
(Les zones avec un indice HCC positif apparaissent en noir, et celles avec un indice HCC négatif en gris)

(a) Coulée 28
(b) Coulées 29 et 30

On constate que les coulées 29–30 sont vues comme étant effectivement beaucoup plus sévères que la coulée 28. Ces prédictions correspondent bien aux observations expérimentales ; le critère a cependant tendance à légèrement sous-estimer la formation de fissures dans le cas de la coulée 28.

Au vu des résultats, l'expression du nouveau critère se montre satisfaisante : il pointe –de la même manière que le critère de Won & Oh– les zones où apparaissent les criques à chaud et permet en plus, de reproduire globalement l'influence de la nuance sur le risque de fissuration. Il apparaît ensuite délicat d'aller dans les détails d'une analyse quantitative, et ce particulièrement dans le cas des coulées de 40CMD8, compte tenu des variabilités (thermique, chimique…) énoncées au chapitre 3.

VI. Conclusion

Nous nous sommes intéressés à l'essai de cintrage de lingot car il constitue un second moyen, en plus des essais Crickacier, d'obtenir une évaluation des critères de fissuration à chaud.

L'analyse thermomécanique de ce type d'essais a démontré qu'une modélisation 3D du problème était nécessaire. Ces simulations ont permis d'interpréter le chargement mécanique au cours du cintrage. La question de la validité de l'hypothèse poutre a été étudiée ; cependant, nous ne disposons pas de données suffisantes à propos des observables de l'essai pour mettre en défaut ou valider définitivement cette hypothèse. Les conditions aux limites et la rhéologie ont en effet une influence importante sur le poinçonnement au droit de l'outil. L'ordre de grandeur des déformations estimées est malgré tout en accord avec la littérature et l'essai a, en outre, permis de déterminer l'influence relative de la nuance sur les seuils de déformation. Ce point est fondamental car il permet de déterminer l'influence de la composition chimique sur le seuil de fissuration du matériau.

Les résultats obtenus via l'expression des critères nous ont amenés à privilégier le critère de Won & Oh aux dépens de critères tels que Prokhorov ou RDG. La formule de Won & Oh permet de définir, pour une nuance donnée, le seuil de déformation en fonction de la vitesse de déformation endommageante. En ce sens, le critère est directement adapté pour être utilisé dans un code de calcul comme THERCAST® (code traitant la zone pâteuse comme un milieu continu équivalent).

Ce travail a ensuite permis de mettre en évidence les limites du critère de Won & Oh ; le critère pâtit en particulier d'avoir un unique paramètre matériau qui est le BTR. Forts de ce constat, nous avons formulé un nouveau critère permettant de mieux rendre compte des observations expérimentales. Ce critère prédit le seuil de criquabilité (en terme de déformation critique) en fonction de la vitesse de déformation et de la nuance. Pour cela, il utilise deux paramètres matériaux qui sont le BTR (qui doit être pris entre 85% et 97% de fraction solide à partir du chemin de solidification *à l'équilibre*) et l'indice de fissuration (calculé à partir de la composition de la nuance). L'avantage principal de ces deux paramètres est qu'ils sont identifiables par l'utilisateur du code.

Au final, ce nouveau critère s'est montré capable de relativement bien reproduire les courbes limites expérimentales issues des essais de cintrage ainsi que les observations réalisées sur les essais Crickacier.

Références bibliographiques

[Bobadilla, 1984] M. Bobadilla, J.M. Jolivet, D. Tromp, J.P. Birat, M. Larrecq, *Prévision des criques internes en coulée continue,* Projet de rapport final, Recherche DDSTI n° 81/P 0674, IRSID, 1984.

[Bobadilla, 1988] M. Bobadilla, B. Chamont, C. Gatellier, J.M. Jolivet, *Etude de la fragilité à la solidification d'aciers au carbone*, Commission des Communautés Européennes, Convention n°7210-CA/316, RE 88/023, 1988.

[Clyne, 1979] T.W. Clyne, GJ. Davies, *Comparison between experimental data and theorical predictions relating to dependence of solidification cracking on composition*, Solidification and casting of metals, Metals Society; 1979, pp. 275.

[Drezet, 2002] J.-M. Drezet, M. Gremaud, R. Graf, M. Gaumann, *A new hot tearing criterion for steel*, Proceedings of the 4th European Continuous Casting Conference, Birmingham, UK, 2002

[Miyazaki, 1981] J. Miyazaki, T. Mori, K. Narita, T. Ohnishi, *Influence of Deformation on the Internal Crack Formation in Continuously Cast Bloom*, Continuous Casting of Steel, Second Process Technology Conference, Vol. 2; Chicago; Ill ; 23-25 Feb. 1981. pp. 35-43, 1981

[Nagaumi, 2006] H Nagaumi, S Suzhuki, T Okane, T Umeda, *Effect of Fe Content on Hot Tearing of High-Strength Al-Mg-Si Alloy*, Mat. Trans., Vol. 47, 2206, pp. 2821-2827

[Pierer, 2007] R. Pierer, C. Bernhard, C. Chimani, *A contribution to hot tearing in the continuous casting process*, Rev. Met. Paris, N°2 (February 2007), pp. 72-83, 2007

[Prokhorov, 1962] NN. Prokhorov, Russian Castings Production, pp.2-172,1962.

[Rappaz, 1999] M. Rappaz, JM. Drezet, M. Gremaud, *A new hot-tearing criterion,* Metall Mater Trans A, 1999, Vol.30A, pp.449-456.

[Saveiko, 1961] VN. Saveiko, *Theory of hot tearing,* Russ Cast Prod: 453–456 12, 1961.

[Seol, 2002] D.J. Seol, K.H. Oh, J.W. Cho, J. Lee U. Yoon, *Phase-field modelling of the thermo-mechanical properties of carbon steels*, Acta Materiala 50, pp.2259-2268, 2202

[Suyitno, 2002] Suyitno, WH. Kool, L. Katgerman, *Micro-mechanical model at triple junctions in DC casting*, Light metals, Mat Sci Forum, 2002, Vol.396–402, pp.179.

[Wintz, 1994] M. Wintz, M. Bobadilla, J.M. Jolivet, *Fragilité à la solidification des acier : influence du carbone, du soufre et du phosphore*, La revue de Métallurgie-CIT, 1994.

[Won, 2000] YM. Won, TJ. Yeo , DJ. Seol, KH. Oh, *a new criterion for internal crack formation in continuously cast steels*, Metall Mater Trans B, 2000, Vol.31B, pp.779-794.

[Wünnenberg, 1985] K. Wünnenberg, R. Flender, *Investigation of Internal-Crack Formation in Continuous-Casting, Using a Hot Model,* Ironmaking Steelmaking. Vol. 12, no. 1, pp. 22-29. 1985

[Yamanaka, 1991] A. Yamanaka, K. Nakajima, K. Yasumoto, H. Kawashima, K. Nakai, *Mesurement of critical strain for solidification cracking,* Model. Cast. Weld. Adv. Solidification processes V, ed. M. Rappaz, Min. Met. Mat. Society, 1991, pp.279

Conclusion et perspectives

Bilan du travail réalisé

L'étude bibliographique du chapitre 1 a d'abord permis de dégager les critères et essais les plus pertinents vis-à-vis des objectifs de notre étude. Nous avons sélectionné des critères se prêtant bien à un code traitant la zone pâteuse comme un milieu continu équivalent tel que THERCAST® et dont les paramètres puissent être identifiables. Lors de l'implantation de ces critères dans le code éléments finis, nous avons proposé de prendre en compte l'orientation du chargement mécanique par rapport à la microstructure, cet aspect étant effectivement très important dans la phénoménologie de la fissuration à chaud. On qualifie alors "d'endommageantes" les déformations, vitesses de déformation ou contraintes responsables de l'ouverture des fissures en mode I.

Un nouveau dispositif expérimental (le dispositif que nous avons appelé Crickacier) a, ensuite été développé et mis en œuvre au CEMEF afin d'étudier les conditions amenant à la rupture à chaud. Nous nous sommes alors fixés un certain nombre de contraintes à respecter telles que la possibilité d'exercer un effort en cours de solidification sur un essai de laboratoire appliqué aux nuances d'acier, de réaliser cet essai dans une enceinte sous vide, de permettre une instrumentation en thermique et mécanique, ou de pouvoir jouer sur des paramètres expérimentaux.

Dans le cadre de ces travaux de thèse, nous nous sommes limités à la réalisation d'essais de solidification contrariée (i.e. sans aucun chargement additionnel) afin de procéder efficacement aux diverses améliorations nécessaires. Au final, cette campagne expérimentale a été riche en enseignements. Le dispositif Crickacier a permis, en jouant sur les matériaux de moule et les conditions de préchauffage et de refroidissement, d'appliquer différents chargements thermomécaniques sur deux nuances différentes. Les résultats ont montré la corrélation entre le risque de fissuration et la configuration de solidification. L'analyse thermomécanique de ces coulées à l'aide de THERCAST® a révélé l'influence prépondérante des déformations et vitesses de déformations 'endommageantes' ; les contraintes 'endommageantes' se sont avérées quant à elles trop dépendantes de la rhéologie pour que l'on puisse en extraire des résultats significatifs. Les critères de Won & Oh et de Prokhorov se sont montrés pertinents en reproduisant la localisation des fissures à chaud. L'analyse des observables de l'essai confirme que ce type de test est particulièrement délicat à simuler, et ce compte tenu des hétérogénéités et des variabilités mises en jeu. En l'état actuel, l'analyse quantitative de l'essai s'est avérée impossible à mettre en œuvre.

De plus, nous avons réalisé l'analyse thermomécanique d'essais de cintrage de lingots en cours de solidification, réalisés dans les années 80 par l'IRSID. Cela nous a permis d'obtenir une seconde évaluation des critères de fissuration à chaud, en plus de celle qui a été effectuée au travers de l'essai Crickacier.

Enfin, nous avons pu confronter la prédiction de ces modèles sur deux types d'essais et deux géométries différentes. Ce travail a montré que les sollicitations mécaniques 'endommageantes' pilotent en grande partie la fissuration à chaud ; le critère de Clyne et Davies s'est alors signalé comme étant incapable de prédire l'apparition de la rupture à chaud. Nous avons pu montrer que la déformation cumulée est un paramètre clé dans ce type de problème. Les critères RDG et Prokhorov sont donc inappropriés pour décrire avec précision l'apparition des défauts. Le critère RDG présente une écriture pertinente, malgré tout, cette expression mériterait d'être complétée par la prise en compte d'un seuil de déformation ; il demeure difficile de démontrer au travers d'essais, le rôle discriminant de la pression métallostatique sur la fissuration à chaud. Dans ces conditions, le critère de Won & Oh est apparu comme le candidat qui répondait le mieux aux

observations et à nos attentes. En effet, la formule de Won & Oh vise à définir, pour une nuance donnée, le seuil de déformation en fonction de la vitesse de déformation endommageante à partir d'un paramètre matériau identifiable. Il convient cependant de remarquer que ce critère n'intègre en aucune manière l'influence de la perméabilité du milieu pâteux.

Le critère de Won & Oh s'est ensuite révélé être victime de sa simplicité d'expression du fait qu'il ne prend en compte qu'un unique paramètre matériau pour définir le comportement à rupture d'une nuance donnée. En effet, nous avons démontré qu'il est difficile d'extraire une valeur objective de ce paramètre (le BTR) car sa valeur reste très dépendante des bornes de fraction solide que l'on fixe pour définir le domaine de fragilité de l'alliage et du modèle de microségrégation utilisé ; ceci pouvant même conduire parfois à des dispersions inacceptables.

Conscients de ces limitations, nous avons alors formulé une nouvelle expression –elle aussi empirique–, afin de mieux prendre en compte l'influence de la composition chimique. Pour cela, nous avons utilisé un BTR défini entre les bornes de 85 et 97% de fraction solide à partir d'un chemin de solidification **à l'équilibre**, et d'adopter un second paramètre matériau (l'indice de fissuration) calculé à partir de la composition de la nuance. L'avantage principal est que ces deux paramètres sont identifiables par l'utilisateur du code. Cette écriture représente une première approche dans la démarche visant à permettre à l'utilisateur du logiciel THERCAST® d'optimiser son procédé industriel vis-à-vis du risque de fissuration à chaud.

En ce qui concerne la mise en œuvre numérique du nouveau critère, il est indispensable que l'utilisateur prenne un certain nombre de précautions lors de simulations thermomécaniques.

- ✓ Tout d'abord, il convient de souligner le fait qu'il est nécessaire d'utiliser un pas de temps suffisamment petit de manière à ce que le code puisse calculer proprement la déformation cumulée dans l'intervalle de fragilité de l'alliage. En effet, suivant les nuances, cet intervalle de température (ou BTR) peut s'avérer extrêmement réduit (de l'ordre de 10°C, voire moins). L'utilisation de la gestion automatique du pas de temps s'avère alors une solution efficace pour capter assez finement les évolutions de température dans la pièce (l'utilisateur de THERCAST® peut en effet prescrire une variation maximale des températures nodales, par incrément de temps).

- ✓ Il est ensuite nécessaire de disposer d'une taille de maille suffisamment fine dans la zone pâteuse car c'est une région où les propriétés rhéologiques du matériau évoluent de manière importante. Un outil de remaillage adaptatif, mis en place dans le cadre des travaux de thèse de Makhlouf Hamide ([Hamide, 2007]) puis de Marc Henri ([Henri, 2008]), permet alors d'apporter cette finesse de maillage nécessaire dans les zones en question tout en proposant des temps de simulation adaptés à l'échelle du procédé.

- ✓ En dernier lieu, une bonne connaissance de la rhéologie de la nuance étudiée, et ce particulièrement à haute température, reste un pré-requis essentiel pour une utilisation pertinente du critère de fissuration à chaud.

Applications et perspectives

De nombreux obstacles assez délicats à contourner sont apparus au cours de ce travail.

Tout d'abord, citons ceux d'ordre expérimental :

- ✓ Un essai tel que l'essai Crickacier s'est avéré délicat à mettre en œuvre, ce qui implique qu'il a été nécessaire d'y investir du temps pour obtenir des résultats acceptables. La dispersion des évolutions thermiques semble cependant provenir en grande partie de la variabilité due au remplissage ; cette phase de remplissage reste donc à améliorer car elle est cruciale pour les bons déroulement et exploitation des essais.

- ✓ Nous avons pu valider la faisabilité des essais Crickacier dans une enceinte à atmosphère contrôlée, en l'occurrence celle du CREAS. La prochaine étape sera alors d'effectuer l'ensemble des coulées à venir dans la nouvelle enceinte du CEMEF. Ces nouvelles conditions expérimentales meneront certainement à une amélioration de l'essai en terme de reproductibilité chimique.

- ✓ Le dispositif Crickacier a été conçu de manière à pouvoir appliquer un effort lors de la solidification de l'éprouvette. Le dispositif est dorénavant suffisamment mûr et fiable pour envisager des essais avec chargement additionnel.

- ✓ Au cours de ce travail, nous avons été confrontés, à des problèmes de méconnaissance du comportement mécanique aux hautes températures relatifs aux nuances qui font l'objet de simulations numériques. Il serait alors nécessaire de mettre en place des essais rhéologiques à haute température afin d'obtenir des exploitations du critère de fissuration à chaud efficaces ; on peut par exemple envisager des essais de type GLEEBLE ou TABOO (dispositif de traction avec chauffage par effet joule développé au CEMEF). Ces études rhéologiques font partie du projet de recherche 'Cracracks' qui vise à poursuivre nos travaux au laboratoire. L'exploitation de ce type d'essai est cependant loin d'être évidente compte tenu l'ordre de grandeur des sollicitations mises en jeu (vitesses de déformation de l'ordre de 10^{-3} s^{-1}et déformations de l'ordre du pourcent) et de la difficulté à maîtriser les gradients de température dans un matériau partiellement fondu.

Ensuite, en ce qui concerne l'expression du critère ainsi que sa mise en œuvre numérique, nos recherches ont mis en évidence les perspectives suivantes :

- ✓ Nous avons vu l'intérêt de disposer des résultats d'essais à l'échelle semi-industrielle (essai de cintrage de lingots). Une nouvelle campagne expérimentale permettrait d'aller plus loin dans l'exploitation des résultats via la simulation numérique. En effet, le simple fait de disposer des données source (i.e. l'ensemble des paramètres et enregistrements expérimentaux) permettrait de modéliser l'essai le plus fidèlement possible et donc de confronter les prédictions du critère aux observations expérimentales.

- ✓ Le nouveau critère que nous avons proposé a été construit afin de rendre compte de manière pragmatique des phénomènes influant la fissuration à chaud. En conséquence, il convient de retenir avant tout, plus "l'idée du critère" que son expression finale. Il nous paraît tout d'abord nécessaire de confronter les prédictions de ce critère à diverses configurations expérimentales et industrielles. D'autre part, il est envisageable de faire évoluer l'écriture du critère en incluant d'autres éléments d'influence comme par exemple d'autres éléments d'alliage.

- ✓ L'expression qui a été proposée au cours de ce travail de thèse, se base sur une description empirique de la fissuration à chaud, et masque par là-même les phénomènes physiques qui y sont impliqués. En outre, elle ne permet pas d'intégrer correctement les effets de la cinétique de refroidissement de par le fait qu'on utilise la définition du chemin de solidification à l'équilibre. Or, il s'avère que la vitesse de refroidissement pilote la cinétique de disparition du liquide en fin de solidification ainsi que la morphologie de la microstructure.
  - L'apparition de la fissuration à chaud peut s'expliquer d'une part par la **cavitation du liquide résiduel** coincé entre deux bras de solide. En effet, la distribution du liquide en toute fin de solidification est influencée par la composition chimique de l'alliage ; cela gouverne alors directement la façon dont peuvent être accommodées les déformations. Le terme de tension de surface intègre ce développement de microporosités ; il semble capable de transcrire au premier ordre l'influence de la composition chimique sur la déformation critique.
  - L'apparition de la fissuration à chaud peut aussi s'expliquer en partie par la **rupture de ponts solides** comme nous l'avons vu lors des essais Crickacier (cf. Chapitre 3). Nous verrons alors dans la section suivante les différentes investigations à envisager.

- ✓ Un autre type d'approche consisterait à effectuer une modélisation par éléments finis aux petites échelles, afin d'apporter une meilleure compréhension des phénomènes mis en jeu. Concrètement, il s'agirait de modéliser par éléments finis la déformation du réseau dendritique à l'échelle d'un Volume Elémentaire Représentatif (V.E.R.) multiphasé de la zone pâteuse. Différents calculs, effectués pour diverses conditions aux limites appliquées aux frontières du V.E.R., en termes de gradient de pression dans la phase liquide ou de déformation imposée sur le réseau dendritique, constitueraient alors une base de données intéressante pour critiquer/évaluer/améliorer le critère de fissuration à chaud. L'objetif serait d'étendre, dans un premier temps, l'approche DigiMicro qui a été développée au laboratoire ([Bernacki, 2007]), à un V.E.R. représentatif d'une microstructure 3D lors des derniers stades de la solidification (typiquement aux alentours de 0.9 de fraction solide), à l'image des travaux qui ont été réalisés en 2D par Rappaz et al. à l'EPFL ([Vernède, 2006]). Il serait ensuite envisageable, à terme, de coupler cette approche avec un code de calcul à l'échelle du procédé tel que THERCAST®. Il convient cependant de remarquer que ce type de démarche se confrontera à bon nombre d'obstacles et d'inconnues tels que le fait d'intégrer les évolutions au niveau de la microstructure, de la chimie (microségrégations…) et de la frontière entre les phases solide et liquide au cours de la solidification. Au final, étant donné que la solidification induit ces phénomènes dynamiques, le développement de ce type de modélisation permettra en premier lieu de simuler différentes topologies dendritiques fixées (c'est-à-dire non évolutive), dans le but d'avoir une vision critique sur le critère de fissuration à chaud.

- ✓ L'écriture et l'exploitation d'un critère de fissuration à chaud se confrontent à un manque de données appropriées. Nous avons vu, par exemple, que la tension de surface est un paramètre important ; il conviendrait en conséquence de disposer de données précises afin de mener à bien ces réflexions. L'objectif étant de quantifier, toutes choses égales par ailleurs, l'influence de divers éléments d'alliage. En ce sens, des simulations de dynamique moléculaire pourraient fournir un outil tout à fait intéressant pour comprendre le degré d'influence d'éléments tels que le soufre et le phosphore sur la fissuration à chaud (influence sur la rupture de ponts solides, influence sur la distribution du liquide à travers la tension de surface…). Ce travail pourrait se révéler tout à fait instructif et utile vis-à-vis de la formulation du critère et de la modélisation aux petites échelles.

Références bibliographiques

[Bernacki, 2007] M. Bernacki, Y. Chastel, H. Digonnet, H. Resk, T. Coupez, R.E. Logé, *Development of numerical tools for the multiscale modelling of recrystallization in metals, based on a digital material framework*, Computer Methods in Materials Science 7, 2007, pp. 142-149.

[Hamide, 2007] M. Hamide, E. Massoni, M. Bellet, *Adaptive mesh technique for thermal-metallurgical numerical simulation of arc welding processes*, International Journal for Numerical Methods in Engineering, 2007.

[Henri, 2008] M. Henri, *Modélisation 3D par éléments finis du refroidissement primaire lors de la coulée continue d'aciers*, Thèse de l'Ecole des Mines de Paris, 2008.

[Vernède, 2006] S. Vernède, Ph. Jarry, M. Rappaz, *A granular model for mushy zones: application to hot tearing*, Proc. 11th Conf. on Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes, Ed. Gandin & Bellet, TMS, 2006, pp. 635-642.

Résumé

La rupture à chaud, ou crique à chaud est un défaut majeur en solidification, qui conduit au rebut de nombreuses pièces ou demi-produits. Elle correspond à l'ouverture de criques en fond de zone pâteuse, c'est-à-dire dans les régions à haute fraction de solide (typiquement 0.9 et au-delà), lorsque ces régions sont soumises à des déformations favorisant la mise en traction des films liquides résiduels. Différents critères peuvent être trouvés dans la littérature pour diagnostiquer la fissuration à chaud. L'objectif de cette étude est d'évaluer leur capacité à prédire correctement l'apparition de ce type de défauts, et ce pour différents domaines d'application tels que la solidification en lingotière et la coulée continue de billettes et de brames. Pour cela, deux types d'essais différents ont été analysés avec le modèle thermomécanique par éléments finis THERCAST® dans lequel nous avons implanté une sélection de critères. Un nouveau dispositif expérimental de solidification sous contrainte (le dispositif Crickacier) a alors été développé et mis en œuvre au CEMEF pour les besoins de cette étude. Ce dispositif s'est révélé capable de faire apparaître des défauts similaires à ceux observés dans les procédés industriels, et ce dans des conditions identifiables et discriminantes. Sa modélisation thermomécanique a permis de mettre en valeur le critère le plus pertinent. L'application de cette méthodologie à un autre type d'essai, le cintrage de lingot en cours de solidification, pour lequel nous avons accès à des résultats existants à Arcelor Research sur plusieurs nuances d'acier, nous a permis de suggérer des améliorations à apporter à l'écriture du critère. Au final, nous avons proposé un nouveau critère directement adapté à une utilisation dans un code de simulation comme THERCAST®.

MOTS-CLES : Acier, Fissuration à chaud, Essai en cours de solidification, Eléments finis

Abstract

Hot tearing is a major defect in castings or semi-finished cast products. It consists in the opening of cracks in the mushy zone and more precisely in the areas with high fraction of solid (typically 0.9 and beyond), when the material is subjected to deformations leading to local tensile stress. Various kinds of criteria have been previously developed to highlight a risk of formation of hot tears. The aim of this study is to evaluate their capability to predict the occurrence of hot tears correctly. In order to do so, two kinds of tests have been analyzed with the use of a thermomechanical model in which criteria have been implemented. A new constrained solidification testing apparatus has then been designed and contructed. This laboratory set-up proved to be discriminating because the generation of hot tears did occur, or not, depending on the configuration of the test. These defects are quite similar to those detected in industrial processes. Another evaluation has been performed on a semi industrial scale test, which consists in bending a semi-solid steel ingot. These comparisons succeeded in revealing that accumulated strain is a key parameter in hot tearing problems. Thus, the most significant criterion has been improved in order to predict more accurately the occurrence of hot tears in industrial configuration.

KEY WORDS: Steel, Hot tearing, Solidification test, Finite Element Method