



AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>



UNIVERSITÉ PAUL VERLAINE-METZ



NORTHEASTERN UNIVERSITY

THESE EN COTUTELLE

Présentée à
Université Paul Verlaine-Metz et Northeastern University

LI Lei 李磊

To obtain the doctor's degree of
University of Paul Verlaine-Metz and Northeastern University

SPECIAL FIELD:

Engineering Sciences

OPTION:

Materials Science

Effet du champ magnétique sur la cristallographie et la microstructure à l'état brut de coulée d'alliages binaires à base d'aluminium

Defended on the 22nd of October 2010 in front of the jury:

Y. FAUTRELLE	Professor	Institut National Polytechnique de Grenoble, France	Reviewer
Z. REN	Professor	Shanghai University, China	Reviewer & Jury member
C. ESLING	Professor	University of Paul Verlaine-Metz, France	Supervisor
J. CUI	Professor	Northeastern University, China	Supervisor
Y. ZHANG	Doctor	University of Paul Verlaine-Metz, France	Co-Supervisor
Z. ZHAO	Doctor	Northeastern University, China	Co-Supervisor
X. ZHAO	Professor	Northeastern University, China	Jury member
X. LI	Professor	Shanghai University, China	Jury member

Laboratoire d'Etude des Textures et Application aux Matériaux CNRS-FRE 7078
Ile du Saulcy 57045 Metz Cedex 1

Résumé

Dans ce travail, les effets du champ magnétique sur la cristallographie et la microstructure d'alliages Al lors de la solidification sont systématiquement étudiés.

L'étude des phases primaires Al_3Fe et Al_3Zr indique que l'interface facettée et le maclage influencent leur morphologie. Pour Al_3Fe , la faible vitesse de migration des plans parallèles à la direction d'extension conduit à la forme de barre. Le type I de maclage provoque la courbure du cristal. Pour Al_3Zr , les vitesses de migration différentes des différents plans conduisent à la forme tabulaire et le maclage composé crée les dendrites. Le maclage est réalisé par cisaillement, remaniement et de fautes d'empilement atomique.

Le champ magnétique intense tend à éliminer la ségrégation par gravité d' Al_3Fe primaire par la force de viscosité magnétique. Le couple magnétique induit par l'anisotropie magnétique provoque la rotation de Al_3Fe et Al_3Zr primaires et crée une forte orientation préférentielle cristallographique dans la direction du champ. Le champ induit également des bifurcations et des fissures du Al_3Fe par la force thermoélectrique magnétique et la différence des coefficients de retrait entre Al_3Fe et la matrice. La conjonction de détachement de cristaux, de l'énergie d'aimantation et de la suppression de la diffusion de solutés accroît la nucléation de Al_3Fe primaire.

Au cours de coulée semi-continue, le faible champ magnétique statique transfère les grains équiaxes et colonnaires d'Al-Zn en grains de type « plumeau » maclés, et les grains colonnaires d'Al-Fe en lamelles maclées par la modification des conditions de solidification à l'interface liquide/solide, entraînant la formation de la forte texture cristallographique et des joints de grains de coïncidence (Coincident Site Lattice CSL) de type $\Sigma 3$.

Le présent travail contribue à l'enrichissement de la théorie du traitement électromagnétique des matériaux.

Contents

Chapitre 1 Introduction	1
Chapitre 2 Caractéristiques cristallographiques des phases Al_3Fe Al_3Zr primaires et brut de coulée Al-d'alliages binaires à base d'Al	3
2.1 Introduction	3
2.2 Expérimentaux	3
2.3 Résultats et discussion.....	3
2.3.1 Alliage Al-3.31wt.%Fe.....	3
2.3.2 Alliage Al-1.36wt.%Zr	5
2.4 Conclusions	6
Chapitre 3 Effet du champ magnétique élevé sur les comportements des précipitations des phases primaires Al_3Fe et Al_3Zr lors de la solidification d'alliages binaires à base d'aluminium	7
3.1 Introduction	7
3.2 Expérimentaux	7
3.3 Résultats de l'alliage Al-Fe.....	8
3.3.1 Morphologie	8
3.3.2 Taux de germination.....	9
3.3.3 L'orientation cristallographique.....	9
3.4 Discussion sur les alliages Al-Fe.....	10
3.4.1 Distribution.....	10
3.4.2 Augmentation du taux de germination	10
3.4.3 Alignement	10
3.4.4 Bifurcations et fissures	10
3.5 Résultats pour l'alliage Al-Zr.....	11
3.5.1 Morphologie	11
3.5.2 L'orientation cristallographique.....	12
3.6 Discussion sur l'alliage Al-Zr	12
3.7 Conclusions	13
Chapitre 4 Transformation des microstructures par champ magnétique statique au cours de la coulée semi-continue d'alliages binaires à base Al.....	15
4.1 Introduction	15
4.2 Expérimentaux	15
4.3 Résultats	16
4.3.1 Alliage Al-9.8wt%Zn	16
4.3.2 Alliage Al-0.24wt%Fe.....	17
4.4 Discussion	18
4.5 Conclusions	19

Chapitre 5	Conclusions	21
5.1	Caractéristiques cristallographiques.....	21
5.2	Effet du champ magnétique intense	21
5.3	Transformation des microstructures champ magnétique statique	21

Chapitre 1 Introduction

Récemment, diverses méthodes ont été appliquées pendant le processus de solidification en vue de contrôler macro-et micro-structures et donc les propriétés des alliages métalliques. L'application d'un champ magnétique conventionnel ou de haute intensité dans ce processus en est un exemple.

Le champ magnétique conventionnel a été largement utilisé dans la coulée continue ou semi-continue de divers alliages métalliques [1-14]. Son effet est principalement lié à la force induite de Lorentz dans la masse fondue. Avec cette force, la masse fondue est brassée de sorte que le transfert de chaleur et de masse et donc les macro-et microstructures finales peuvent être modifiées. Comparé avec le champ magnétique classique, le champ intense peut provoquer la force d'aimantation non-négligeable agissant sur les cristaux non-magnétiques [15-28]. Avec cette force d'aimantation renforcée, la distribution, l'alignement, les migrations et les morphologies des cristaux peuvent être modifiés.

Depuis le champ magnétique a été appliqué dans le processus de solidification, des progrès significatifs ont été accomplis. Toutefois, en raison de la complexité des phénomènes, diverses questions fondamentales subsistent. Par conséquent, une étude plus approfondie et plus globale dans ce domaine est nécessaire. Sur cette base, dans le présent travail, des alliages hypereutectiques Al-3.31wt.%Fe et hyperperitectiques Al-1.36wt.%Zr sont solidifiés de façon non-directionnelle avec et sans champ magnétique intense, ainsi que des alliages isomorphes Al-9.8wt%Zn et hypoeutectiques Al-0.24wt% sont obtenus en semi-produits de coulée continue avec et sans application courant continu (CC) ou de champ magnétique classique. Les effets du champ magnétique sur la cristallographie et la microstructure de ces alliages sont étudiés du point de vue théorique et expérimental.

Références

- [1] Vives C, *Metall. Trans.*, 1989, B20:623-629.
- [2] Vives C, *Metall. Mater. Trans.*, 1996, B27:445-455.
- [3] Vives C, *Metall. Mater. Trans.*, 1996, B27:457-464.
- [4] Zhang B J, Cui J Z and Lu G M, *J. Mater. Sci. Technol.*, 2002, 18:1-3.
- [5] Zhang B J, Cui J Z and Lu G M, *Trans. Nonfer. Metals Soc. China*, 2002, 12:545-548.
- [6] Dong J and Cui J Z, *Metall. Mater. Trans.*, 2004, 35:2487-2494.
- [7] Guo S J, Cui J Z, Le Q C and Zhao Z H, *Mater. Lett.*, 2005, 59:1841-1844.
- [8] Zhao Z H, Cui J Z, Dong J and Zhang B J, *J. Mater. Process. Technol.*, 2007, 182:185-190.

- [9] Zhao Z H, Cui J Z, Dong J, Wang Z F and Zhang B J, *J. Alloys Compd.*, 2005, 396:164-168.
- [10] Zhang B J, Cui J Z and Lu G M, *Mater. Lett.*, 2003, 57:1707-1711.
- [11] Zuo Y B, Cui J Z, Dong J and Yu F X, *Mater. Sci. Eng., A*, 2005, 408:176-181.
- [12] Zuo Y B, Nagaumi H and Cui J Z, *J. Mater. Process. Technol.*, 2008, 197:109-115.
- [13] Zuo Y B, Cui J Z, Dong J and Yu F X, *J. Alloys Compd.*, 2005, 402:149-155.
- [14] Zuo Y B, Cui J Z, Zhao Z H, Zhang H T and Qin K, *Mater. Sci. Eng., A*, 406:286-292.
- [15] Mikelson A E and Karklin Y K, *J. Cryst. Growth*, 1981, 52:524-529.
- [16] Savitisky E M, Torchinova R S and Turanoy S A J, *J. Cryst. Growth*, 1981, 52:519.
- [17] Yasuda H, Tokieda K and Ohnaka I, *Mater. Trans. JIM*, 2000, 41:1005-1012.
- [18] Rango P D, Lee M, Lejay P and Sulpice A, *Nature*, 1991, 349:770-772.
- [19] Katsuki A, Tokunaga R, Watanabe S I and Tanimoto Y, *Chem. Lett.*, 1996, 25:607-608.
- [20] Li X, Fautrelle Y and Ren Z M, *Acta Mater.*, 2007, 55:5333-5347.
- [21] Wang C J, Wang Q, Wang Z Y, Li H T, Nakajima K and He J C, *J. Cryst. Growth*, 2008, 310:1256-1263.
- [22] Li X, Fautrelle Y and Ren Z M, *J. Cryst. Growth*, 2007, 306:187-194.
- [23] Li X, Ren Z M and Fautrelle Y, *J. Cryst. Growth*, 2008, 310:3488-3497.
- [24] Liu T, Wang Q, Gao A, Zhang C, Li D G and He J C, *J. Alloys Compd.*, 2009, 481:755-760.
- [25] Sassa K, Waki N and Asai S, In: Mishra B and Yamauchi C (eds), *Proceedings of Second Conference on Processing Materials for Properties, The Minerals, Metals and Materials Society*, San Francisco, 2000, p. 565.
- [26] Wang Q, Wang C J, Pang X J and He J C, *Chin. J. Mater. Res.*, 2004, 18:568-576.
- [27] Jin F W, Ren Z M, Ren W L, Deng K, Zhong Y B and Yu J B, *Sci. Technol. Adv. Mater.*, 2008, 9:1-6.
- [28] Li X, Ren Z M and Fautrelle Y, *Mater. Des.*, 2008, 29:1796-1801.

Chapitre 2 Caractéristiques cristallographiques des phases Al_3Fe Al_3Zr primaires et brut de coulée Al-d'alliages binaires à base d'Al

2.1 Introduction

Le fer et le zirconium sont deux additifs importants dans la production d'alliages à base d'aluminium car ils peuvent améliorer certaines propriétés de ces alliages [1-3]. En conséquence, les composés intermétalliques Al_3Fe et Al_3Zr sont souvent formés dans ces alliages, et sont intimement liés aux propriétés des alliages [4,5]. Par conséquent, il est important d'étudier leurs caractéristiques cristallographiques.

2.2 Expérimentaux

L'alliage Al-3.31wt.%Fe (ou Al-1.36wt.%Zr) a été solidifié à une vitesse de refroidissement de 10 °C/min (ou 12 °C/min pour Al-1.36wt. Zr%) dans un four à résistance sous vide. Un échantillon a été coupé longitudinalement (ou transversalement pour Al-1.36wt.% Zr) à partir de lingots solidifiés pour un examen plus approfondi au microscope optique et au FE-SEM JEOL JSM 6500 équipé d'un système EBSD.

2.3 Résultats et discussion

2.3.1 Alliage Al-3.31wt.%Fe

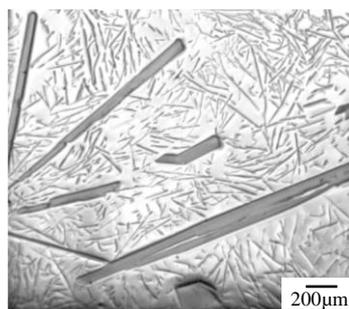


Figure 2.1 Microstructure dans la section longitudinale de l'échantillon.

La Fig. 2.1(a) montre la microstructure dans la section longitudinale de l'échantillon. Il peut être observé que la phase primaire Al_3Fe (barres grises) affiche deux formes de morphologies - droites et cintrées. Des calculs cristallographiques apportent des éléments de preuve que cette phase a deux directions privilégiées d'extension cristallographique - $\langle 010 \rangle$ et $\langle 011 \rangle$. D'autres analyses indiquent que la plupart des cristaux primaires sont maclés. Dans

les cristaux d'extension droite, on observe des macles composées ayant des extensions cristallographiques à la fois $\langle 010 \rangle$ et $\langle 011 \rangle$, alors que dans les cristaux cintrés, on observe des macles de type I plié avec $\langle 011 \rangle$ comme direction d'extension. Les éléments complets de maillage sont calculés et listés dans le Tableau 2.1 pour ces deux macles. Comme on le voit, dans la première colonne K_1 , K_2 , η_1 et η_2 sont rationnels, ils caractérisent une macle composée, tandis que dans la deuxième colonne seuls K_1 et η_2 sont rationnels, caractérisant un macle de type I.

Tableau 2.1 Éléments de maillage pour les macles 1 et 2

	Macles 1	Macles 2
K_1	(100)	(001)
η_1	[001]	[-0.0097, 0.5, 0]
K_2	(001)	(0.0159, 0.4034, 0.0969)
η_2	[100]	[1-14]
P	(010)	(0.2830, 0.0055, -0.0690)
s	0.6390	0.3403

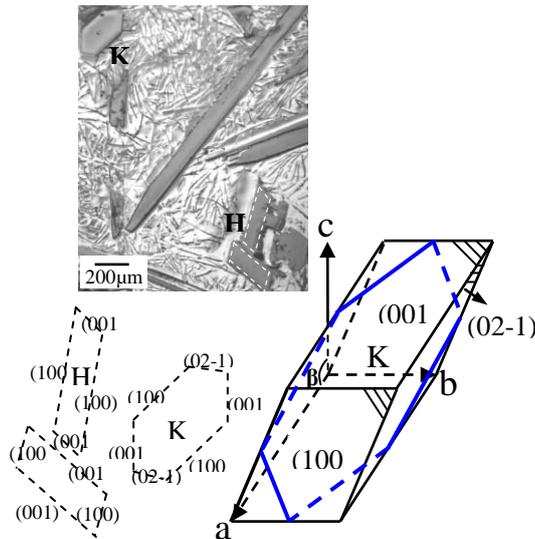


Figure 2.3 Microstructure indiquant deux formes d'intersection de cristaux Al_3Fe avec le plan d'échantillonnage. Le schéma indique les indices des plans de surface liant les cristaux H et K et les lignes de contour en bleu indiquent l'intersection entre le cristal et le plan d'échantillonnage.

Il est également intéressant de constater que les morphologies des cristaux sont déterminées par leurs plans d'interface. Dans la figure. 2.3, on peut voir que l'intersection avec le cristal H est en parallélogramme, alors que celle avec le cristal K est en hexagone. Des calculs d'interface indiquent que les plans d'interface délimitant le cristal H sont (100) et

(001), et ceux délimitant le cristal H sont (100), (001) et (02-1). Pour le cristal H, il est dans une forme de prisme monoclinique, et pour le cristal K, il est dans une forme de prisme triclinique. L'intersection entre le plan d'échantillonnage et le cristal K est indiquée en bleu dans cette figure.

2.3.2 Alliage Al-1.36wt.%Zr

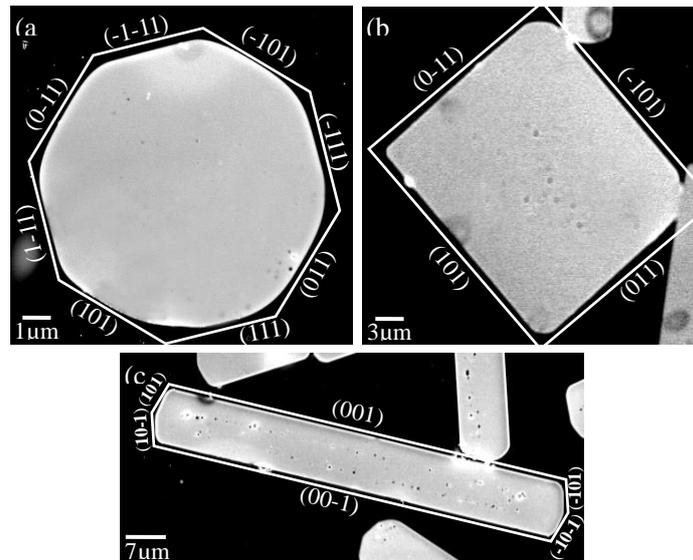


Figure 2.4 Coupes longitudinales des cristaux Al_3Zr primaires (a) de forme octogonale et (b) de forme rectangulaire; (c) une section du cristal Al_3Zr principal tabulaire.

Les Fig. 2.4(a) et (b) montrent deux coupes longitudinales typiques des cristaux Al_3Zr primaires et (c) montre une section transversale, ce qui indique que le cristal Al_3Zr a une forme tabulaire. Il est également intéressant de constater que la forme de la coupe longitudinale des cristaux est dépendante de la taille: ils sont en forme octogonale pour les cristaux de plus petite taille et de forme rectangulaire pour ceux de plus grande taille. Pour les cristaux de plus petite taille, ils correspondent aux trois familles de plans $\{001\}$, $\{101\}$ et $\{111\}$ et pour ceux de plus grande taille, ils ne correspondent qu'à deux familles de plans $\{001\}$ et $\{111\}$.

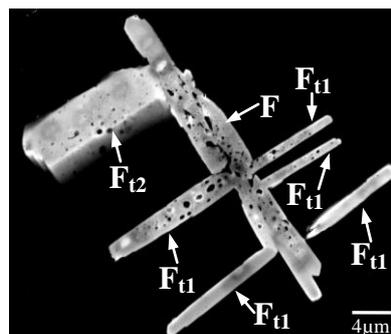


Figure 2.5 Cristal primaire dendritique Al_3Zr avec une macule formée.

Il est connu que les plans rugueux de cristaux facettés migrent plus rapidement que les plans lisses au cours de la croissance. L'étude de la projection des atomes Al et Zr du cristal Al_3Zr avec (001), (-101) et (1-11) en position sur tranche indique que la facette (001) est la plus lisse et (1-11) la plus rugueuse. En conséquence, (001) a le plus faible taux de migration ce qui se traduit par une forme tabulaire des cristaux Al_3Zr , alors que (1-11) a le plus fort taux de migration ce qui conduit à sa disparition au cours de la croissance des cristaux.

Une observation plus poussée montre qu'il existe aussi des cristaux dendritiques Al_3Zr , comme le montre la Fig. 2.5. Des analyses d'orientation indiquent que les bras secondaires F_{11} et F_{12} sont en relation de macles avec le tronc principal F. Avec l'analyse des traces du plan de maillage, il est constaté que la formation du maillage est réalisée par cisaillement du réseau plus faute d'empilement locale accompagnée de remaniement atomique local (reshuffling).

2.4 Conclusions

L'étude sur les phases Al_3Fe et Al_3Zr primaires indique que l'interface à facettes et le maillage influencent leur morphologie. Pour Al_3Fe , le faible taux de migration des plans parallèles à la direction d'extension conduit à la forme de barre. Le type I de maillage provoque la courbure du cristal. Pour Al_3Zr , les taux de migration différents selon les plans conduisent à la forme tabulaire et le maillage composé crée les dendrites. Le maillage est réalisé par cisaillement, de défaut d'empilement atomique. et remaniement atomique local (reshuffling).

Références

- [1] Belov N A, Aksenov A A and Eskin D G, Iron in aluminum alloys: impurity and alloying element, Taylor & Francis, London and New York, 2002.
- [2] Allen C M, Kumar S, Carrol L, O'Reilly K A Q and Cama H, *Mater. Sci. Eng. A*, 2001, 304.306:604.607.
- [3] Litynska L, Abou-Ras D, Kostorz G and Dutkiewicz J, *J. Microsc. (Oxf.)*, 2006, 223:182-184.
- [4] Mondolfo L F, Aluminum alloys: structure and properties, Butterworth, London, 1976.
- [5] Miao W, Tao K, Li B and Liu B X, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 2000, 33:2300-2303.

Chapitre 3 Effet du champ magnétique élevé sur les comportements des précipitations des phases primaires Al_3Fe et Al_3Zr lors de la solidification d'alliages binaires à base d'aluminium

3.1 Introduction

Le champ magnétique intense a été largement utilisé dans divers processus de matériaux, tels que la transformation de phase [1], le dépôt en phase vapeur [2], l'électro-déposition [3] et la coulée magnétique [4]. Considérant l'abondance de ses effets de modification microstructurale, l'introduction d'un champ magnétique intense dans le processus de solidification des alliages à base d'Al présente à la fois un intérêt théorique et une portée pratique.

3.2 Expérimentaux

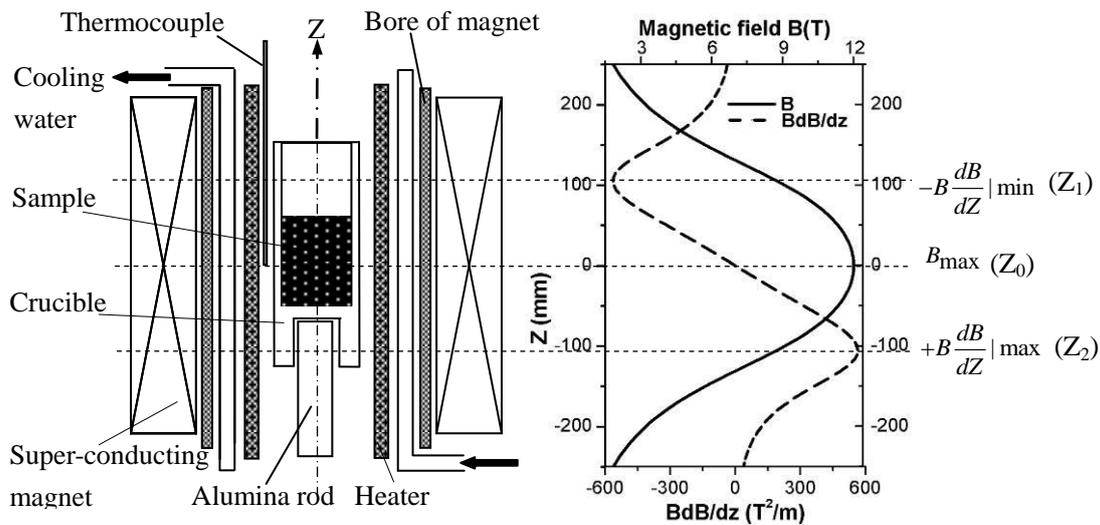


Figure 3.1 Illustration schématique de l'équipement expérimental et la distribution correspondante du champ magnétique.

L'alliage Al-3.31wt.% Fe (ou Al-1.36wt.% Zr) préparé a été solidifié sous différents champs magnétiques à une vitesse de refroidissement donnée et ensuite examiné au microscope optique et électronique à balayage JEOL JSM 6500 FE-SEM (EBSD). Le dispositif expérimental et la distribution correspondante du champ magnétique sont représentés schématiquement à la Fig. 3.1.

3.3 Résultats de l'alliage Al-Fe

3.3.1 Morphologie

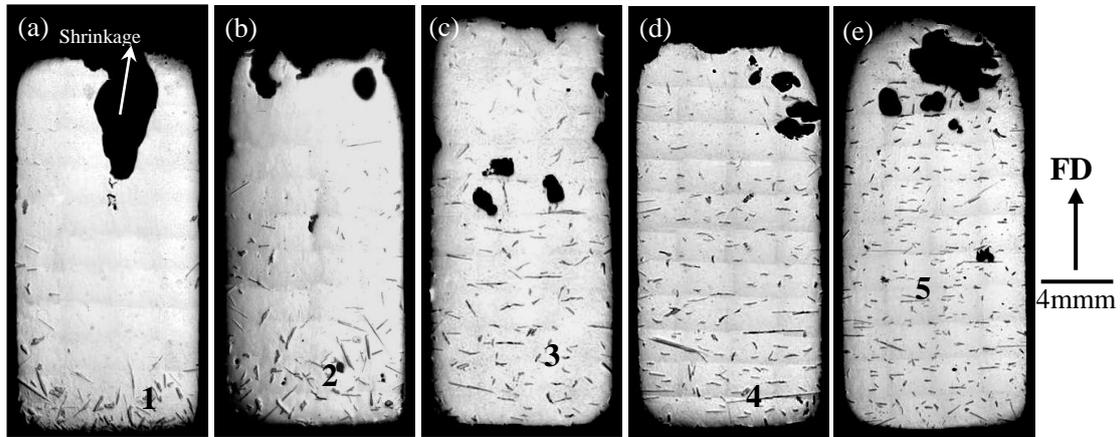


Figure 3.2 Macrostructures dans les sections longitudinales des échantillons avec $B =$ (a) 0, (b) 2, (c) 5, (d) 8 et (e) 12 Tesla. **FD** indique la direction du champ magnétique.

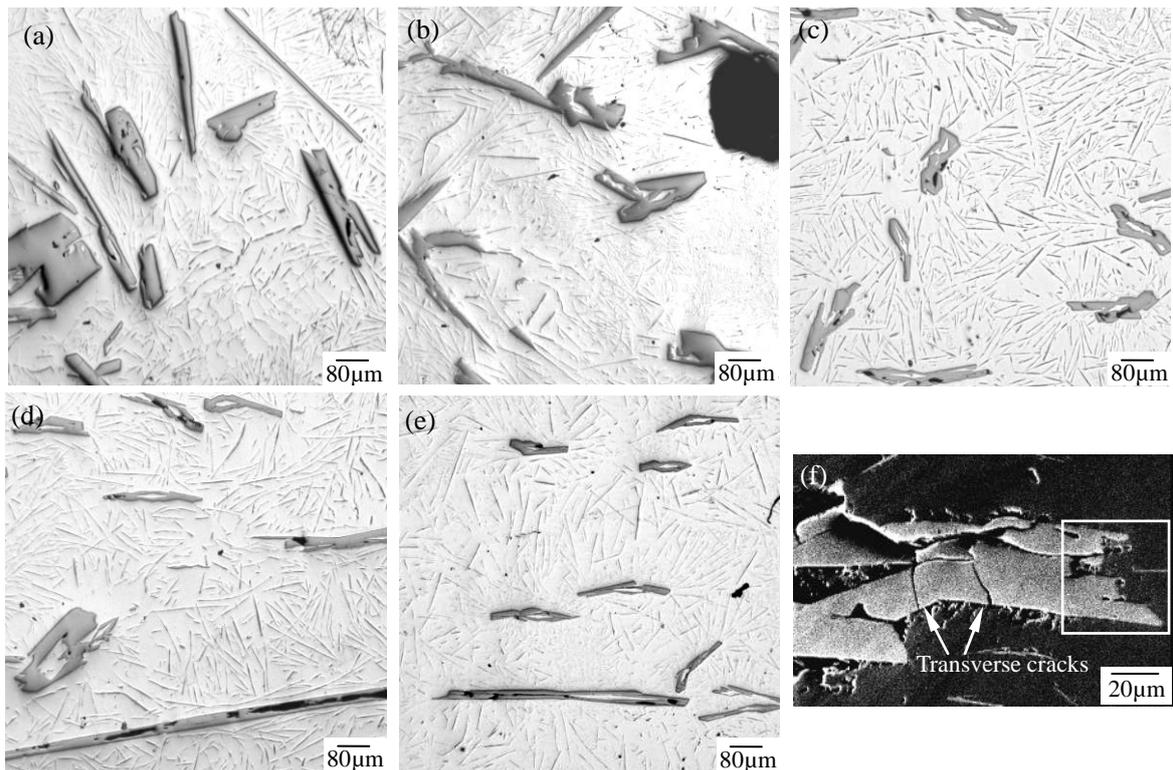


Figure 3.3 Microstructures correspondant aux positions 1(a), 2 (b), 3 (c), 4 (d) et 5 (e) dans les Fig. 3.3(a)-(e); (f) image MEB d'un cristal primaire Al_3Fe montrant les fissures transversales.

La Fig. 3.2(a)-(e) montre les macrostructures dans les sections longitudinales des échantillons placés dans le champ magnétique uniforme avec des densités de flux magnétique de 0, 2, 5, 8 et 12 Tesla, respectivement. Il apparaît qu'avec un champ appliqué les cristaux

primaires Al_3Fe ont tendance à être répartis de façon homogène dans l'échantillon et à orienter leur axe le plus long perpendiculairement à la direction du champ (**FD**).

La Fig. 3.3(a)-(e) montre les microstructures correspondant aux positions 1-6 de la Fig. 3.2(a)-(e), respectivement. On voit que sous champ magnétique bien des cristaux primaires possèdent des bifurcations axiales. En outre, des fissures transversales sont également observées dans les cristaux primaires lorsque le champ magnétique est appliqué, comme le montre la Fig. 3.3(f).

3.3.2 Taux de germination

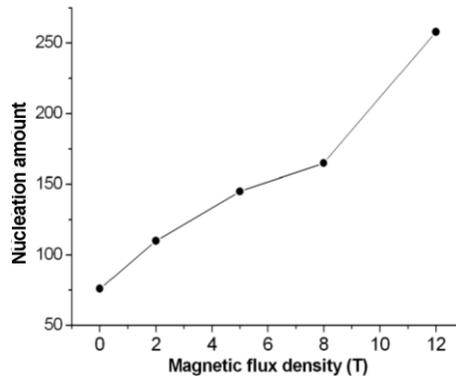


Figure 3.4 Taux de germination des cristaux primaires d' Al_3Fe sous différentes densités de flux magnétique.

La Fig. 3.4 comptabilise les germes sur les sections longitudinales des échantillons solidifiés sous différentes densités de flux magnétique (correspondant à la Fig. 3.2(a)-(e)). On voit que le taux de germination augmente avec l'augmentation de la densité de flux magnétique

3.3.3 L'orientation cristallographique

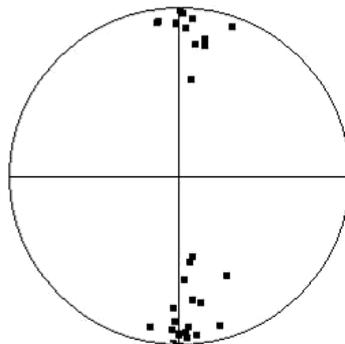


Figure 3.5 Figure de pôles de la direction [100] correspondant à des cristaux distincts d' Al_3Fe primaire dans la section longitudinale de l'échantillon sous un champ magnétique de 12 Tesla.

Sous un champ de 12 Tesla, il est observé que les direction à bas indices cristallographiques [100] des cristaux semblent toujours être orientés proches de la direction FD du champ magnétique, comme le montre figure de pôles de la direction [100] dans la Fig. 3.5.

3.4 Discussion sur les alliages Al-Fe

3.4.1 Distribution

Comme la densité de la phase Al_3Fe est beaucoup plus élevée que celle de l'aluminium liquide, les cristaux primaires Al_3Fe ont tendance à sédimenter. Toutefois, dans un champ magnétique uniforme, la masse fondue dans les parties supérieure et inférieure du cristal sera soumise à des forces de Lorentz tendant à inhiber son mouvement [5,6]. Dans un champ magnétique à gradient positif, il peut également être soumis à une force d'aimantation effective dirigée vers le haut. Lorsque cette force est suffisante, le cristal peut migrer vers le haut.

3.4.2 Augmentation du taux de germination

L'augmentation du taux de nucléation peut être liée à l'effet d'inhibition mentionné ci-dessus, ce qui provoque que les atomes de fer se concentrent sur les sites des cristaux Al_3Fe précédents et agissent comme des germes potentiels pour les cristaux nouvellement précipités au cours de la solidification ultérieure.

3.4.3 Alignement

L'orientation spécifique et de l'alignement régulier des cristaux primaires devraient résulter de leur anisotropie magnétocristalline [5,7]. Avec le couple magnétique induit, leur direction préférentielle [100] est orientée parallèlement à la direction FD du champ magnétique pour minimiser leur énergie d'aimantation.

3.4.4 Bifurcations et fissures

Les bifurcations peuvent résulter de l'effet de la force dite magnétique thermoélectrique sur les fines saillies à l'extrémité des cristaux [8,9]. En ce qui concerne les fissures transversales, elles devraient être liées à la forte tendance à la fissuration et la grande différence dans le coefficient linéaire de retrait entre la matrice Al et la phase primaire Al_3Fe .

3.5 Résultats pour l'alliage Al-Zr

3.5.1 Morphologie

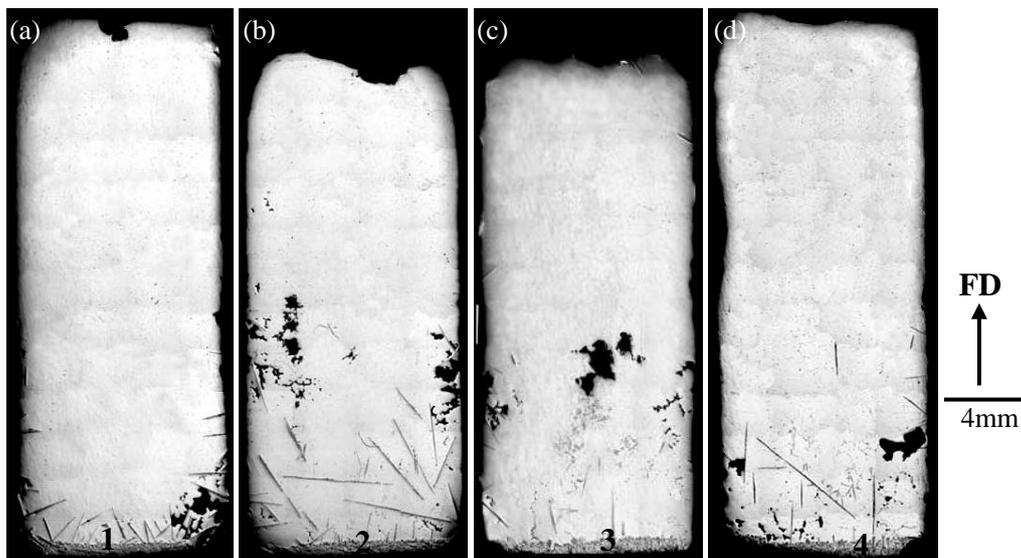


Figure 3.6 Macrostructures dans les sections longitudinales des échantillons avec les densités de flux magnétique $B =$ (a) 0, (b) 2, (c) 5 et (d) 12 Tesla.

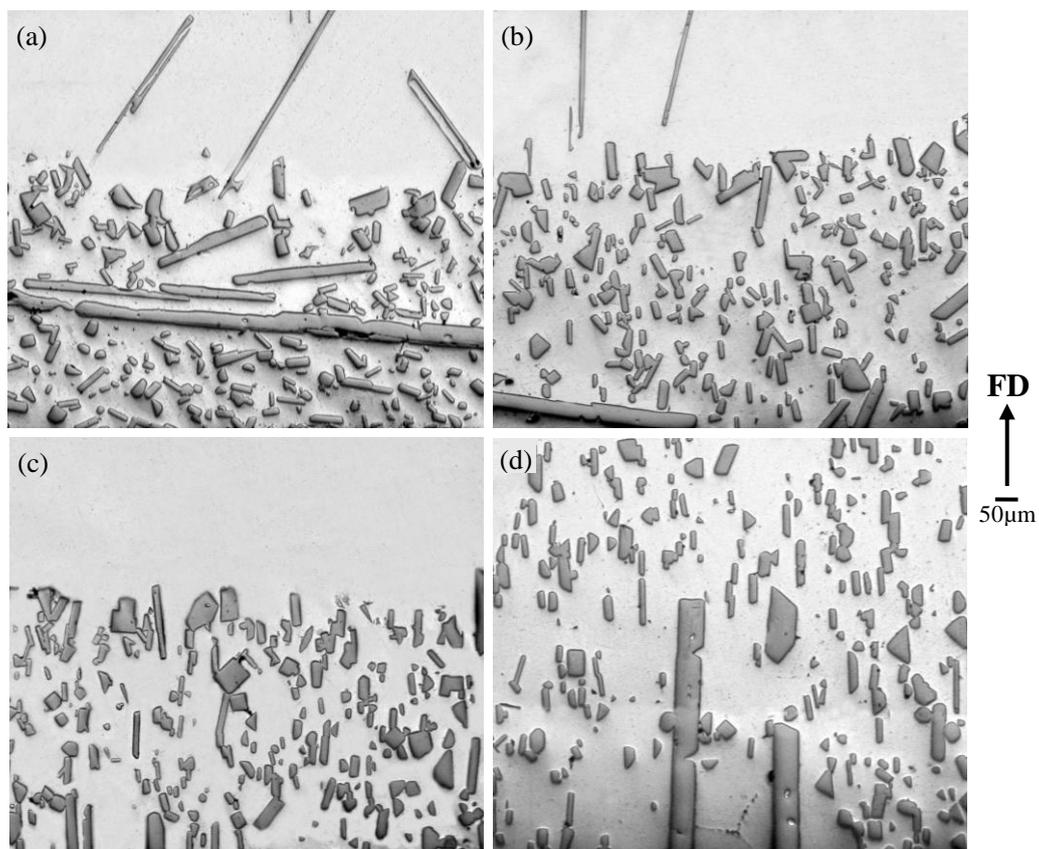


Figure 3.7 Microstructures correspondant aux positions 1 (a), 2 (b), 3 (c) et 4(d) de la Fig. 3.6.

La Fig. 3.6(a)-(d) montre les macrostructures dans les sections longitudinales d'échantillons Al-1.36% wt.%Zr avec des densités de flux magnétique de 0, 2, 5 et 12 Tesla, respectivement. On peut observer que les cristaux primaires Al_3Zr révèlent deux morphologies - mince couche sédimentaire, comme indiqué par 1, 2, 3 et 4 et longues barres. Pour les échantillons en forme de longues barres, ils ont tendance à s'aligner leur axe le plus long dans la direction du champ (Fig. 3.6(d)). La Fig. 3.7 (a)-(d) affiche les microstructures de la couche sédimentaire correspondant aux positions 1-4 de la Fig. 3.6 (a)-(d), respectivement. On voit qu'ils ont aussi tendance à aligner leur axe le plus long parallèle à la direction du champ magnétique.

3.5.2 L'orientation cristallographique

Les calculs indiquent que, avec un champ de 12 Tesla, la direction à faibles indices $\langle 110 \rangle$ des cristaux dans la couche sédimentaire apparaît toujours dans la direction **FD** du champ magnétique. Pour les longues barres verticales de la Fig. 3.4(d), il est constaté que leurs directions cristallographiques dans la direction du champ varient entre $\langle 100 \rangle$ et $\langle 110 \rangle$.

3.6 Discussion sur l'alliage Al-Zr

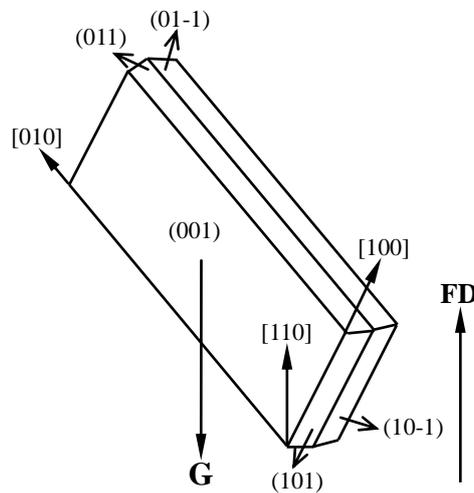


Figure 3.8 Illustration schématique de l'effet de la force gravitationnelle sur les cristaux Al_3Zr primaires en forme de longue barre. **G** désigne la force de gravitation.

L'orientation spécifique et l'alignement régulier des cristaux Al_3Zr primaires devraient également être attribués à leur anisotropie magnétique. Toutefois, pour les longues barres, leurs orientations sont interrompues par la force de gravité, comme le montre la Fig. 3.8.

3.7 Conclusions

Le champ magnétique intense tend à éliminer la ségrégation due à la gravité sur Al_3Fe primaire par la force de viscosité magnétique. Le couple magnétique induit par l'anisotropie magnétique tourne les cristaux primaires Al_3Fe et Al_3Zr et crée une forte orientation cristallographique préférentielle dans la direction du champ. Le champ magnétique induit également des bifurcations et des fissurations de Al_3Fe par la force thermoélectrique magnétique et la différence entre le coefficient linéaire de retrait d' Al_3Fe et de la matrice. La suppression de la sédimentation des cristaux primaires d'origine dans le matériau initial au cours du processus de chauffage augmente la germination d' Al_3Fe primaire. Les orientations des cristaux primaires d' Al_3Zr en forme de longue barre sont interrompues par la force de gravité.

Références

- [1] Michio S and Kei-ichi M, *Scr. Mater.*, 2002, 42:499-503.
- [2] Tahashi M, Sassa K, Hirabayashi I and Asai S, *Mater. Trans. JIM*, 2000, 41:985-990.
- [3] Taniguchi T, Sassa K, Yamada T and Asai S, *Mater. Trans. JIM*, 2000, 41:981-984.
- [4] Li S Q, Wu C Y, Sassa K and Asai S, *Mater. Sci. Eng. A.*, 2006, 422:227-231.
- [5] T. Liu, Q. Wang, A. Gao, C. Zhang, D.G. Li, J.C. He, *J. Alloys Compd.* 481 (2009) 755-760.
- [6] F.W. Jin, Z.M. Ren, W.L. Ren, K. Deng, Y.B. Zhong, J.B. Yu, *Sci. Technol. Adv. Mater.* 9 (2008) 1-6.
- [7] Sugiyama T, Tahashi M, Sassa K and Asai S, *ISIJ Int.*, 2003, 43:855-861.
- [8] Lehmann P, Moreau R, Camel D and Bolcato R, *Acta Mater.*, 1998, 46:4067-4079.
- [9] Li X, Ren Z M and Fautrelle Y, *Acta Mater.*, 2008, 56:3146-316

Chapitre 4 Transformation des microstructures par champ magnétique statique au cours de la coulée semi-continue d'alliages binaires à base Al

4.1 Introduction

La coulée semi-continue est un processus commun pour la production de produits en alliage d'aluminium dans l'industrie [1-5]. Compte tenu de la facilité d'accès classique au champ magnétique statique, l'application d'un tel champ statique lors de la coulée semi-continue des alliages d'aluminium peuvent provoquer des phénomènes inattendus. Sur cette base, deux barres Al-9.8wt%Zn et Al-0.24wt%Fe ont été produites par coulée semi-continue avec et sans l'application d'un champ magnétique statique dans ce travail.

4.2 Expérimentaux

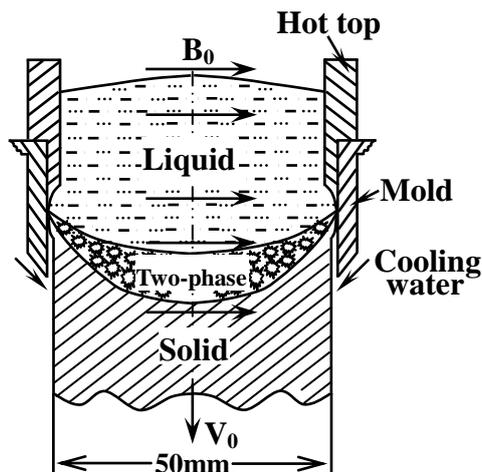


Figure 4.1 Schéma du dispositif de coulée. B_0 et V_0 représentent le champ magnétique statique et la direction de coulée, respectivement.

La configuration de coulée est schématiquement illustrée sur la Fig. 4.1. Deux barres Al-9.8wt%Zn et Al-0.24wt%Fe ont été produites par coulée semi-continue sous un champ magnétique horizontal. Pour l'alliage Al-Zn, la première moitié de la barre a été coulée sans champ, tandis que la seconde moitié a été coulée dans un champ de 0.2 Tesla. Pour la barre Al-Fe, le premier 1/3 de la barre a été coulée sans champ, tandis que le second et le troisième tiers ont été coulés sous des champs de 0.1 et 0.2 Tesla, respectivement. Des spécimens ont

été découpés dans les barres en vue de poursuivre l'examen au microscope optique et à balayage Jeol JSM 6500 FE-SEM (EBSD) de ces deux alliages.

4.3 Résultats

4.3.1 Alliage Al-9.8wt%Zn

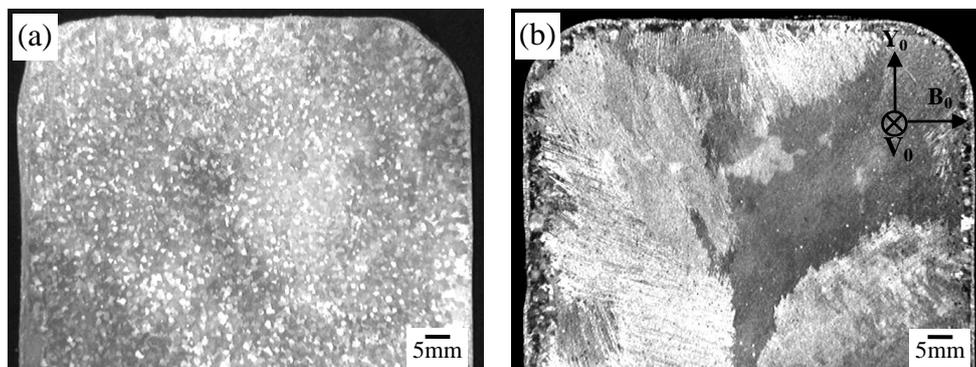


Figure 4.2 Macrostructures des sections transversales des barres coulées, (a) sans et (b) avec un champ magnétique statique de 0.2 Tesla.

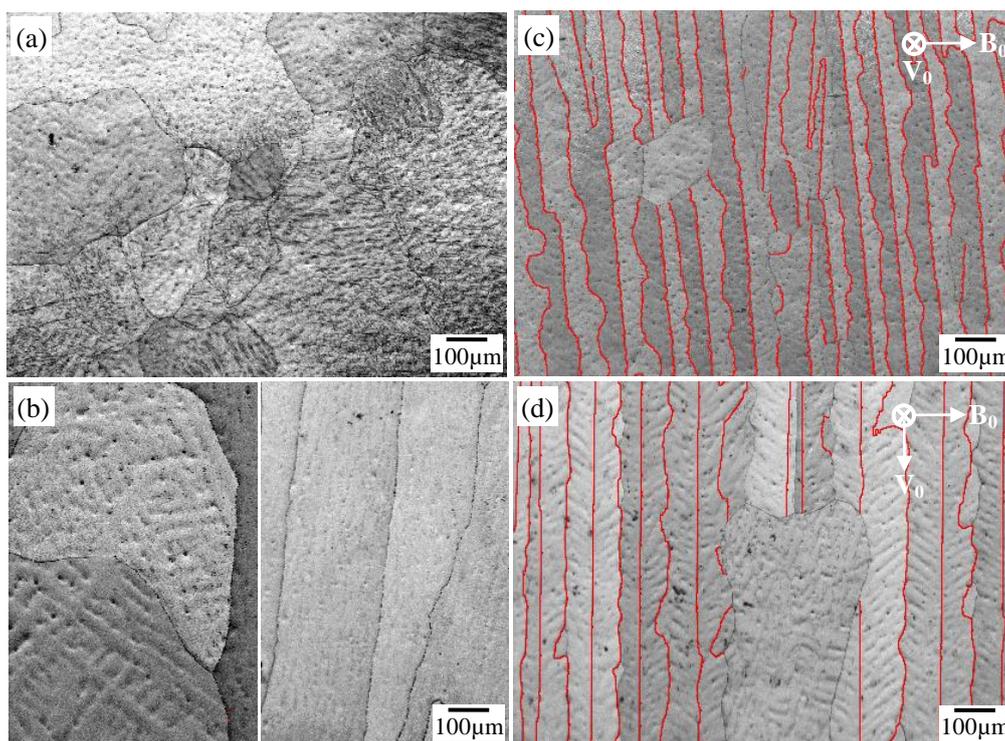


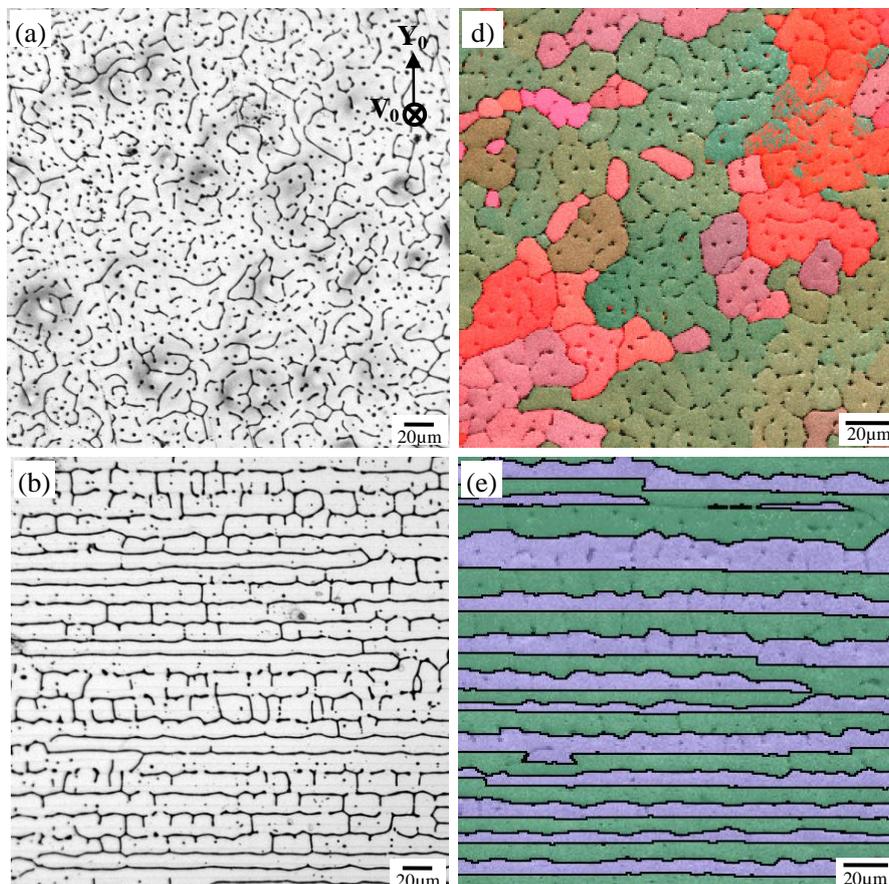
Figure 4.3 Micrographies EBSD à contraste de bande dans les sections (a) transversale et (b) longitudinale de l'échantillon sans champ magnétique et (c) transversale et (d) longitudinale de l'échantillon avec champ magnétique.

La Fig. 4.2 montre la section transversale des macrostructures des pièces de la barre

Al-9.8wt%Zn coulée sans champ magnétique. On peut observer que, sans champ magnétique, les grains sont essentiellement équiaxes, tandis qu'avec le champ magnétique les grains sont lamellaires. Les micrographies EBSD en contraste de bande des sections transversale et longitudinale des échantillons coulés sans et avec champ magnétique sont présentés sur la Fig. 4.3. Il apparaît que, sans champ (Fig. 4.3(a) et (b)), la microstructure est constituée de grains équiaxes et colonnaires, tandis qu'avec le champ magnétique, (Fig. 4.3(c) et (d)) la microstructure est le plus souvent composée de lamelles en forme de plumes cristaux couramment appelés de type «plumeau» [6-10].

D'autres investigations cristallographiques indiquent également que les grains sans et avec champ magnétique diffèrent les uns des autres aussi dans la direction de croissance. Pour les grains colonnaires sans champ, ils croissent préférentiellement dans la direction $\langle 100 \rangle$, tandis que pour les grains de type « plumeau », à la fois les branches secondaires et le tronc primaire poussent le long de $\langle 110 \rangle$.

4.3.2 Alliage Al-0.24wt%Fe



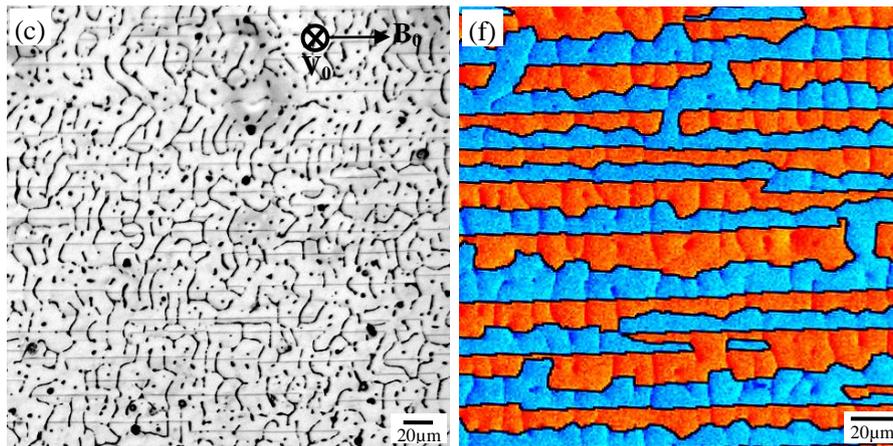


Figure 4.4 Microstructures après attaque des sections des échantillons (a) avec 0, (b) 0.1 et (c) 0,2 Tesla de champ magnétique et micrographies d'orientation EBSD colorées en fonction des angles d' Euler (d) 0, (e) 0.1 et (f) 0.2 Tesla de champ magnétique.

La Fig. 4.4 montre les microstructures après attaque et les micrographies d'orientation EBSD colorées en fonction des angles d'Euler sur les sections des échantillons avec les champs magnétiques statiques de 0, 0.1 et 0.2 Tesla. On peut voir que le champ de 0.1 Tesla transforme les grains de équiaxes à lamellaires. Lorsque le champ est encore accru à 0.2 Tesla, des "bras secondaire" croissent. Les structures lamellaires effectivement portent les caractères morphologiques et cristallographiques des grains de type « plumeau ». Les bras secondaires croissent sur des grains qui sont réellement de type « plumeau ». En outre, les microstructures présentent également un changement d'orientation de la croissance de $\langle 100 \rangle$ à $\langle 110 \rangle$.

4.4 Discussion

Dans les métaux de structure cristalline cubique, les pointes dendritiques se développent habituellement le long de $\langle 100 \rangle$ [11]. Lorsqu'un champ magnétique statique est appliqué durant le processus de coulée, un effet de freinage sur les convections dans le puisard sera induit par la force de Lorentz [12,13]. Il peut réduire les rejets de surchauffe dans le moule et réduire la capacité de transmission de soluté à l'état fondu, puis conduire à la concentration de chaleur latente et la ségrégation des solutés, donnant ainsi lieu à une diminution du degré de surfusion sur le front de solidification. La perte de surfusion peut requérir de faibles énergies interfaciales solide/liquide. Ainsi, un chemin de solidification de plus faible énergie interfaciale pourrait être déclenché. Cela peut entraîner le changement de direction de

croissance de $\langle 100 \rangle$ à $\langle 110 \rangle$. En ce qui concerne la formation de macles, elle pourrait être liée à la différence entre le rayon atomique d'Al et Zn (ou Fe).

4.5 Conclusions

Lors de la coulée semi-continue, le champ magnétique statique transfère des grains équiaxe et colonnaires vers ceux maclés de type « plumeau » dans Al-9.8wt%Zn, et les grains colonnaires vers des lamelles maclées dans Al-0.24wt%Fe. La direction de croissance cristallographique des grains changements change de $\langle 100 \rangle$ à $\langle 110 \rangle$ pour les deux alliages. Les transformations sont attribuées à la modification des conditions sur le front de solidification liquide / solide par la force de Lorentz induite par le champ magnétique.

Références

- [1] Vives C, *Metall. Mater. Trans.*, 1996, B27:445-455.
- [2] Vives C, *Metall. Mater. Trans.*, 1996, B27:457-464.
- [3] Zhang B J, Cui J Z and Lu G M, *J. Mater. Sci. Technol.*, 2002, 18:1-3.
- [4] Zhang B J, Cui J Z and Lu G M, *Trans. Nonfer. Metals Soc. China*, 2002, 12:545-548.
- [5] Dong J and Cui J Z, *Metall. Mater. Trans.*, 2004, 35:2487-2494.
- [6] Anada H, Tada S, Koshimoto K and Hori S, *J. Jpn. Inst. Light Met.*, 1991, 41:497-503.
- [7] Henry S, Gruen G U and Rappaz M, *Metall. Mater. Trans. A*, 2004, 35:2495-2501.
- [8] Gullman L O and Johansson L, *AIME*, 1972, 345:437-463.
- [9] Henry S, Jarry P and Rappaz M, *Metall. Mater. Trans. A*, 1998, 29:2807-2817.
- [10] Turchin A N, Zuijderwijk M, Pool J, Eskina D G and Katgerman L, *Acta Mater.*, 2007, 55:3795-3801.
- [11] Cantor B and Vogel A, *J. Cryst Growth*, 1977, 41:109-123.
- [12] P. Gillon, *Mater. Sci. Eng.*, 2000, 287:146-152.
- [13] Carruthers J R, In: Wilcox W R and Lefever R A (eds), *Preparation and Properties of Solid State Materials*, Marcel Dekker, New York, 1977, vol. 3, p. 1.

Chapitre 5 Conclusions

5.1 Caractéristiques cristallographiques

Pour les cristaux Al_3Fe primaire, ils sont en forme de barre et possèdent deux directions d'extension: $\langle 010 \rangle$ et $\langle 011 \rangle$. Ils renferment des macles à la fois composées et de type I. Ils se présentent sous deux formes morphologiques - prisme monoclinique et triclinique. En ce qui concerne les cristaux Al_3Zr primaires, ils sont sous forme tabulaire. La coupe longitudinale des cristaux les plus petits présente une forme octogonale, tandis que celle des cristaux de plus grande taille est de forme rectangulaire. Ils peuvent aussi être sous forme dendritique, ce qui est le résultat de la formation de macles composées.

5.2 Effet du champ magnétique intense

Avec un champ magnétique statique intense les cristaux primaires Al_3Fe ont tendance à être répartis de façon homogène et s'aligner avec $[100]$ parallèle à la direction FD du champ magnétique. Le champ induit également la bifurcation axiale des cristaux primaires, la formation de fissures transversales et l'augmentation de leur taux de nucléation. Avec un champ magnétique intense les cristaux primaires Al_3Zr tendent à s'aligner avec les axes $\langle 110 \rangle$ les plus longs dans la direction du champ. Cependant, les orientations des cristaux primaires en forme de longue barre sont interrompues par la force de gravité.

5.3 Transformation des microstructures champ magnétique statique

Au cours de la coulée semi-continue, la microstructure de solidification de l'alliage Al-9.8wt\%Zn est transférée de grains équiaxes et colonnaires vers ceux maclés de type « plumeau » et celle de l'alliage Al-0.24wt\%Fe de grains colonnaires à celle de lamelles maclées par le champ magnétique statique. Les deux transformations sont accompagnées d'un changement de la direction de croissance de $\langle 100 \rangle$ à $\langle 110 \rangle$. Les transformations résultent de l'effet de la force de Lorentz induite par le champ magnétique de la modification des conditions de solidification sur le front de solidification à l'interface liquide/solide.