

# Vers où croissent les dendrites en solidification dirigée d'un matériau cristallin ?

A.Pocheau, J.Deschamps, & M.Georgelin

IRPHE, CNRS & Universités Aix-Marseille I & II, 49 rue Joliot-Curie, B.P. 146, Technopôle de Château-Gombert, F-13384 Marseille, Cedex 13, France  
[alain.pocheau@irphe.univ-mrs.fr](mailto:alain.pocheau@irphe.univ-mrs.fr)

**Résumé.** En solidification dirigée de matériaux cristallins, notamment en métallurgie, deux directions privilégiées sont en compétition pour orienter la direction de croissance des microstructures dendritiques : la direction du gradient thermique et une direction imposée par l'orientation du cristal. Ainsi, à mesure que la vitesse de solidification augmente, les directions de croissance tournent de la première vers la seconde. Ceci conditionne largement la forme et la dynamique des dendrites et donc les propriétés résultantes du matériau solidifié. Nous avons caractérisé expérimentalement cette rotation en détail puis découvert une symétrie importante dans son mécanisme : l'invariance d'échelle en nombre de Péclet. Ceci a conduit à la première identification de la forme de cette loi de rotation. L'origine de son invariance et son lien avec l'anisotropie des propriétés interfaciales restent à élucider.

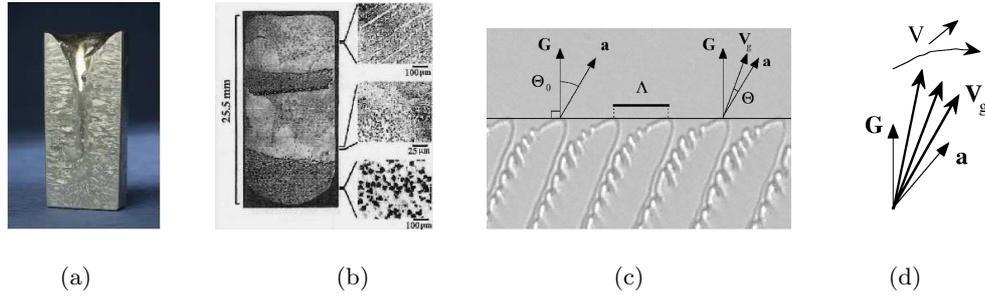
**Abstract.** In the directional solidification of crystalline materials, in particular in metallurgy, two characteristic directions compete for setting the growth direction of dendritic microstructures : the thermal gradient direction and a direction fixed by the crystal orientation. As the solidification velocity increases, the growth direction then rotates from the former to the latter. This largely monitors the form and the dynamics of dendrites and thus the resulting properties of the solidified material. We have experimentally characterized this rotation in detail and discovered an important symmetry in its mechanism : a scale-invariance with respect to the Péclet number. This enabled us to find out the first identification of this rotation law. The origin of its invariance and its link to anisotropic interfacial properties remain to elucidate.

## 1 Introduction

A l'exception des produits formés par épitaxie ou par frittage, les matériaux qui nous entourent sont issus de la solidification d'une phase liquide sous gradient de température (solidification dirigée). Ceci est notamment le cas des matériaux naturels (roches) ou industriels (métaux, plastiques) pour lesquels la thermalisation induit naturellement la solidification. De manière générique, celle-ci procède par avancée d'une interface solide/liquide dont la forme plane s'avère instable au delà d'une vitesse d'avancée  $V_c$  souvent largement dépassée en pratique. L'interface se déstabilise alors en cellules puis en dendrites, ces dernières constituant de loin les microstructures les plus rencontrées dans les applications usuelles.

A priori, ces microstructures ne semblent devoir concerner que le transitoire de solidification des matériaux avant disparition finale des interfaces de changement de phase. En réalité, leur empreinte sur le matériau dure souvent sa vie entière. Ceci résulte de la différence de composition entre les phases liquide et solide qui induit un rejet de soluté le long de leurs interfaces. Il en découle ainsi une modulation de concentration de la phase solide à l'image des microstructures qui l'ont produites (microségrégation). De ce fait, la manière dont un matériau s'est solidifié, en particulier les formes et la dynamique des microstructures qui l'ont traversé, conditionne ses structures aux échelles micrométriques et donc les propriétés physiques qui y sont attachées (ductilité, fragilité, élasticité, conductivité thermique ou électrique).

Ce rôle essentiel des microstructures de solidification envers les propriétés des matériaux a stimulé de nombreuses études visant à comprendre leur genèse, leurs morphologies et leur dynamique. Pour autant, leur large diversité au sein d'un même matériau reste largement incomprise. Ceci provient de leur grande sensibilité aux orientations cristallines dont les effets n'ont été investigués que récemment par des études modèles. Ceux-ci se manifestent cependant dans les coupes de lingots par la variété de microstructures



**Fig.1.** Macrostructures, microstructures de solidification et schéma des variables d'étude. (a) Coupe d'un lingot d'aluminium moulé. (b) Coupe d'un alliage eutectique Pb-Sn montrant les microstructures associées à chaque grain. (c) Variables de l'étude : gradient thermique  $\mathbf{G}$ , direction de croissance asymptotique  $\mathbf{a}$ , vitesse de croissance par rapport à la phase liquide  $\mathbf{V}_g$ , taille des dendrites  $\Lambda$ , angle d'ouverture  $\Theta_0 = (\mathbf{a}, \mathbf{G})$  entre  $\mathbf{a}$  et  $\mathbf{G}$ , angle  $\Theta = (\mathbf{a}, \mathbf{V}_g)$  entre la direction de croissance  $\mathbf{V}_g$  et la direction asymptotique  $\mathbf{a}$ . (d) Rotation de  $\mathbf{G}$  à  $\mathbf{a}$  des directions de croissance dendritique  $\mathbf{V}_g$  induite par l'augmentation de la vitesse de solidification  $V$ .

associées aux différents grains et donc aux différentes orientations cristallines [Fig. 1 (a), (b)]. Outre le gradient de température, l'orientation cristalline s'avère donc un élément essentiel du développement des microstructures de solidification.

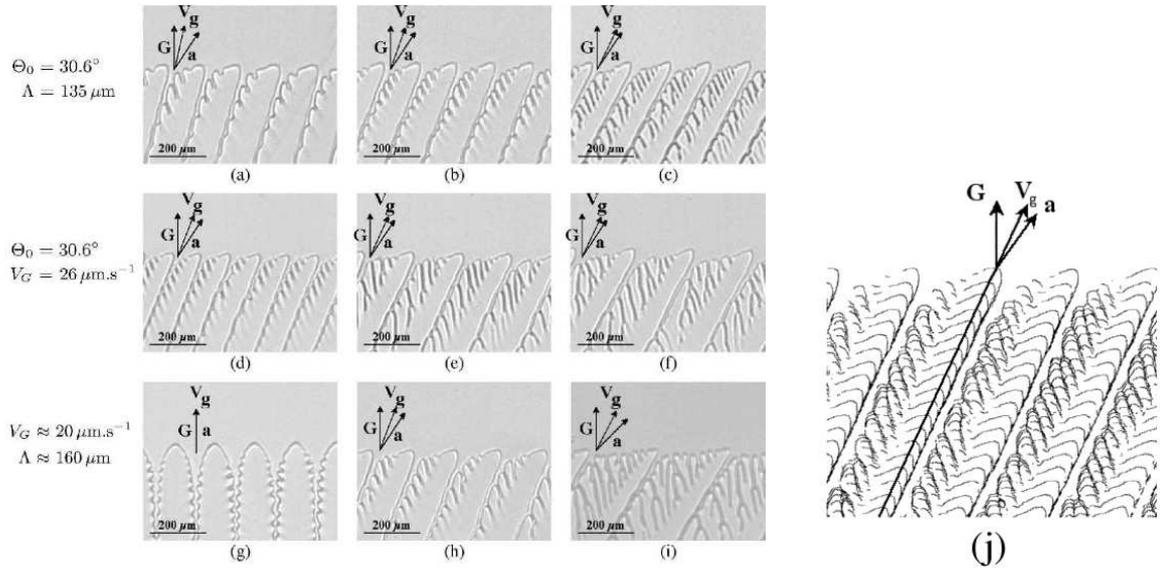
L'effet premier de l'orientation cristalline sur les cellules et les dendrites consiste à infléchir leur direction de croissance [1,2,3,4,5,6]. Ainsi, à basse vitesse de solidification  $V$ , les cellules croissent dans la direction du gradient de température  $\mathbf{G}$ . Cependant, au fur et à mesure de l'augmentation de  $V$ , la direction de croissance  $\mathbf{V}_g$  de leur pointe dans la phase liquide tourne pour se caler, à grande vitesse de solidification, sur une direction asymptotique  $\mathbf{a}$  induite par l'orientation cristalline [Fig. 1 (c), (d)]. Ce faisant, l'inclinaison de leur axe de croissance s'accompagne d'une asymétrie de plus en plus prononcée [Fig. 2 (a) à (i)]. Celle-ci est notamment marquée par la génération de branchements secondaires qui, à des vitesses modérées, parviennent à se développer jusqu'aux lignes de pointes dendritiques, augmentant ainsi la distance moyenne entre dendrites [Fig. 2 (a) à (i)].

Ainsi, à chaque vitesse de solidification, les dendrites croissent selon une direction *intermédiaire* entre la direction du gradient  $\mathbf{G}$  et une direction  $\mathbf{a}$  prescrite par le cristal, et avec une asymétrie et une taille globalement croissante avec l'inclinaison. L'objectif de cette étude expérimentale a été de documenter en détail cette évolution, puis d'en déterminer les propriétés physiques principales. L'analyse d'une centaine de données obtenues sur une quinzaine d'angles d'ouverture  $\Theta_0 = (\mathbf{a}, \mathbf{G})$  entre les deux directions fixes du problème a révélé l'existence d'une symétrie interne inattendue : une invariance d'échelle vis à vis d'un nombre de Péclet [5,6]. Celle-ci traduit une équivalence physique de toutes les dendrites pour ce problème et conduit à l'identification de la loi d'évolution de leurs directions de croissance.

La section 2 expose le dispositif expérimental et les méthodes utilisés pour cette étude. Les différents états observés sont discutés en section 3. La section 4 présente la mise en évidence de la symétrie interne des données. La signification et les implications de ces résultats sont finalement discutées en section 5.

## 2 Expérience

L'expérience vise à réaliser la solidification en lame mince de matériaux transparents pour des vitesses de solidification  $V$ , des tailles de structures  $\Lambda$  et des angles d'ouverture  $\Theta_0 = (\mathbf{a}, \mathbf{G})$  variables. La principale novation par rapport aux dispositifs expérimentaux existants concerne le pilotage de la variable  $\Theta_0$ , et donc de l'orientation relative du gradient de température  $\mathbf{G}$  et du cristal. Ceci a été réalisé en adaptant notre montage de manière à ouvrir la possibilité de rotation des éléments thermiques responsables du gradient de température. Pour rester compatible avec le dispositif mécanique existant, nous avons opté pour un prolongement des éléments thermiques par des éléments angulaires. Six angles de rotation répartis entre  $0^\circ$  et  $45^\circ$  ont été ainsi réalisés avec une précision de  $0.1^\circ$ .

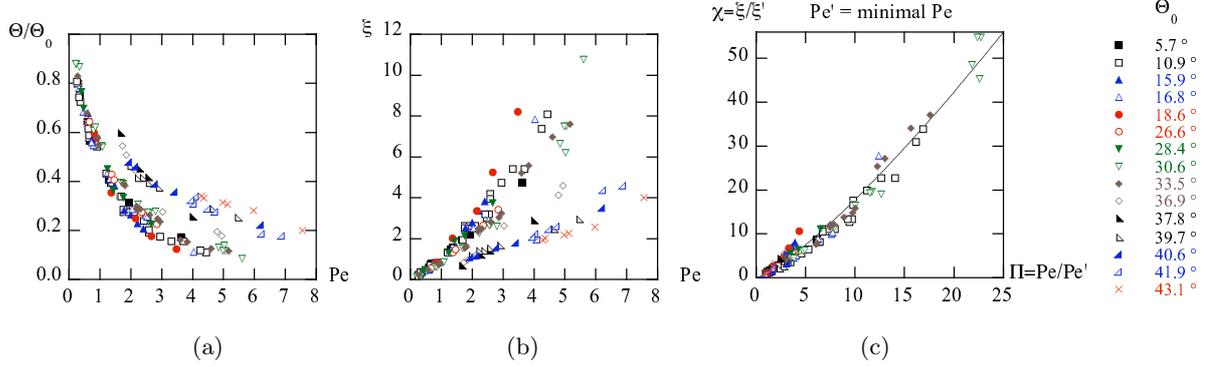


**Fig.2.** Directions de croissance. (a) à (i) : Variations des directions de croissance des dendrites avec la vitesse effective de poussée  $V_G$  (a,b,c), la taille des dendrites  $\Lambda$  (d,e,f) et l'angle d'ouverture  $\Theta_0$  (g,h,i). (a,b,c) : Accroissement de  $V_G$ . (a)  $V_G = 8.7 \mu\text{m.s}^{-1}$ , (b)  $V_G = 17.3 \mu\text{m.s}^{-1}$ , (c)  $V_G = 43.3 \mu\text{m.s}^{-1}$ . (d,e,f) : Accroissement de  $\Lambda$ . (d)  $\Lambda = 112 \mu\text{m}$ . (e)  $\Lambda = 174 \mu\text{m}$ . (f)  $\Lambda = 214 \mu\text{m}$ . (g,h,i) : Accroissement de  $\Theta_0$ . (g)  $\Theta_0 = 0^\circ$ ,  $\Lambda = 145 \mu\text{m}$ . (h)  $\Theta_0 = 30.6^\circ$ ,  $\Lambda = 160 \mu\text{m}$ . (i)  $\Theta_0 = 41.9^\circ$ ,  $\Lambda = 213 \mu\text{m}$ . (j) Mesure de la direction de croissance par reconstruction de la trajectoire de la pointe dendritique dans le référentiel du laboratoire.

Pour déterminer les orientations cristallines, nous avons utilisé le fait qu'à haute vitesse de croissance, elles définissent, comme en solidification libre, la direction de croissance des dendrites. La sélection de mono-grains a été obtenue par fusion/solidification itérative des échantillons, chaque opération étant pilotée de manière à augmenter le domaine relatif à un grain présélectionné. L'observation à haute vitesse des mono-grains obtenus révèle des branchements dendritiques dirigés selon la normale à l'échantillon. Ceci signifie qu'un des axes principaux  $[1, 0, 0]$  du cristal est aligné sur cette normale. Ceci est corroboré par l'absence de structure en algues à toute vitesse et tout angle d'ouverture  $\Theta_0$ .

Le mélange utilisé est un alliage de succinonitrile (SCN), un matériau plastique transparent dont la solidification par interface rugueuse mime celle des métaux. Une étude par RMN ne révèle qu'une liaison chimique différente de celles du SCN : une liaison éthylénique correspondant à l'éthylène ou à l'acrylonitrile. Les caractéristiques du mélange sont les suivantes : température de fusion du SCN pur  $T_0 = 58^\circ\text{C}$ , diffusivité solutale  $D = 1.35 \times 10^3 \mu\text{m}^2.\text{s}^{-1}$ , coefficient de partage  $k = 0.3$ , pente du liquidus  $m = 1.72\text{mol}.\%.\text{K}^{-1}$ , concentration en soluté  $c_\infty = 1.2\text{mol}.\%$ . Il est inséré par capillarité dans des échantillons larges de 45 mm, longs de 15 cm et d'épaisseur suffisamment fine, 50  $\mu\text{m}$ , pour n'autoriser qu'une seule couche de dendrite dans son épaisseur.

Les fours sont chauffés par une feuille de résistance et placés en regard de refroidisseurs composés de modules à effet Peltier. Ces éléments sont régulés électroniquement à  $100^\circ\text{C}$  et  $10^\circ\text{C}$  à une précision de 0,05  $^\circ\text{C}$  et séparés de 5mm pour donner un gradient thermique effectif de  $140\text{K.cm}^{-1}$ . La translation de l'échantillon dans ce gradient est assurée par un moteur pas à pas de 6400 pas par tour entraînant une vis de pas 5mm couplée à un écrou à recirculation de rouleau. La position de l'échantillon est mesurée par un dispositif interférométrique de type Michelson. Ceci permet d'optimiser le dispositif et d'attester de la constance de la vitesse de poussée à 3% près sur un tour de vis.



**Fig.3.** Variation des directions de croissance en fonction du nombre de Péclet  $Pe$ . Les symboles indiquent l'angle d'ouverture  $\Theta_0$ . (a) Angle réduit  $\Theta/\Theta_0$ . (b) Position angulaire relative  $\xi = (\Theta_0 - \Theta)/\Theta$ . (c) Variables  $\xi$  et  $Pe$  renormalisées. Les facteurs de normalisation correspondent, à chaque angle d'ouverture  $\Theta_0$ , à un nombre de Péclet arbitraire  $Pe'$  (ici le minimum de la base de donnée) et à la position angulaire correspondante  $\xi' = \xi(\Theta_0, Pe')$  :  $\Pi = Pe/Pe'$ ,  $\chi = \xi/\xi'$ . La courbe correspond à la loi d'échelle  $\chi(\Pi) = \Pi^e$  avec  $e = 1.25$ .

### 3 Rotation des directions de croissance

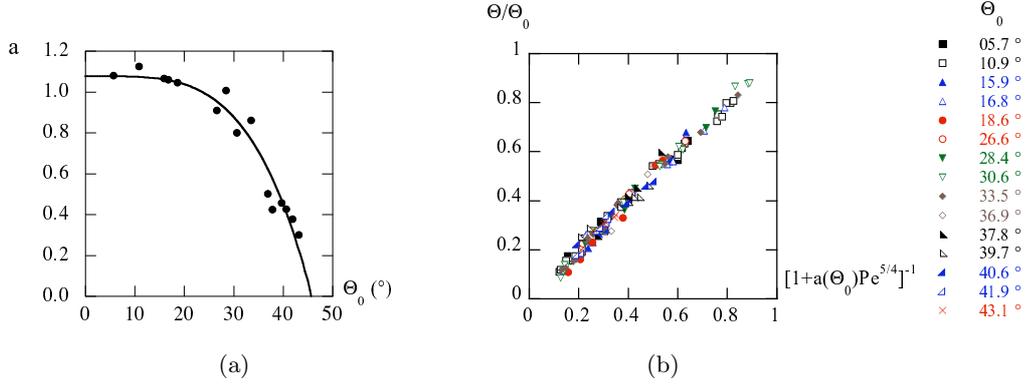
Les directions de croissance des pointes de dendrites sont mesurées par reconstruction de leur trajectoire dans le référentiel de la phase liquide. Pour cela, des images successives de l'interface sont superposées avec un décalage correspondant à la distance de translation de l'échantillon [Fig. 2 (j)]. Les vitesses de poussée ont été variées de  $V = 5$  à  $50 \mu\text{m.s}^{-1}$  et les tailles de structures de  $\Lambda = 70$  à  $230 \mu\text{m}$ . Notons que seule la translation de l'interface normalement aux isothermes compte ici, la translation tangentielle ne modifiant pas les températures. Ainsi, la vitesse de poussée effective à considérer sera ici la composante parallèle au gradient :  $V_G = \mathbf{V} \cdot \mathbf{G}/G$ .

La figure 2 montre l'évolution des directions de croissance, des tailles et des branchements dendritiques lorsque l'une des variables  $V_G$ ,  $\Lambda$  ou  $\Theta_0$  est augmentée. Un accroissement de vitesse ou de taille conduit ainsi la direction de croissance à se rapprocher de la direction asymptotique  $\mathbf{a}$ . Ceci va de pair avec un accroissement des branchements dendritiques, notamment de ceux qui se pérennisent entre deux pointes de dendrites et qui conduisent ainsi à un accroissement de la taille dendritique  $\Lambda$ . Le même effet est constaté pour une augmentation de l'angle  $\Theta_0$ .

Un effet systématique des variations de  $V_G$  ou de  $\Theta_0$  sur les formes de dendrites est ainsi visible. Cela conduit à s'interroger sur l'existence d'une caractéristique analogue sur les directions de croissance : Comment ces directions tournent-elles de  $\mathbf{G}$  vers  $\mathbf{a}$  lorsque  $V_G$  ou  $\Lambda$  augmentent ? Comment dépendent-elles de  $\Theta_0$  à  $V_G$  et  $\Lambda$  fixés ? Leur évolution dépend-elle de caractéristiques spécifiques ou présente-t-elle des caractéristiques communes ? La réponse à ces questions appelle à une étude quantitative large et systématique, puis à une analyse dédiée des données.

### 4 Symétrie et équivalence

La figure 3a expose les directions de croissance normalisées  $\Theta/\Theta_0$  en fonction du nombre de Péclet  $Pe = V_G \Lambda / D$ . On y observe un faisceau de courbes paramétrées par  $\Theta_0$ . Ceci confirme la dépendance de  $\Theta$  en  $Pe$  [4] mais montre également de larges variations avec  $\Theta_0$ . Pour comparer les évolutions de ces courbes, il est judicieux de considérer la position relative  $\xi$  des angles de croissance  $\Theta$  dans leur gamme possible de variation  $[0, \Theta_0]$ . Celle-ci s'écrit  $\xi = (\Theta_0 - \Theta)/\Theta$  et correspond au rapport entre les angles formés par la direction de croissance avec  $\mathbf{G}$  ou  $\mathbf{a}$  :  $\xi = (\mathbf{V}_g, \mathbf{G})/(\mathbf{a}, \mathbf{V}_g)$ . La figure 3 (b) montre alors des courbes croissant avec  $Pe$  dans une gamme devenue  $[0, \infty[$ . Curieusement, leurs évolutions ne pointent aucun nombre de Péclet caractéristique. En particulier, aucune période, aucun extremum local ni aucun point d'inflexion ne s'en dégage. Cela conduit à s'interroger sur l'existence ou l'absence de nombre de



**Fig.4.** Loi d'orientation issue de la loi d'échelle  $\xi(\Theta_0, Pe) = a(\Theta_0)Pe^e$  avec  $e = 1.25$ . (a) Préfacteur  $a(\Theta_0)$  et ajustement à une constante près à un monôme de plus bas degré. (b) Loi d'orientation (1). Ordonnées  $\Theta/\Theta_0$ ; abscisses  $[1 + a(\Theta_0)Pe^{1.25}]^{-1}$ .

Péclet caractéristique et donc, sur la pertinence d'une invariance d'échelle vis à vis de  $Pe$ . Pour tester cette hypothèse, une méthode canonique consiste à effectuer des changements d'étalons et donc d'échelle sur  $Pe$  et  $\xi$  puis à analyser les variations obtenues. Pour cela, nous introduisons, à chaque  $\Theta_0$ , un nombre de Péclet arbitraire  $Pe \equiv Pe'$ , la valeur de  $\xi$  correspondante  $\xi' \equiv \xi(\Theta_0, Pe')$  et les variables relatives ainsi obtenues  $\chi = \xi/\xi'$ ,  $\Pi = Pe/Pe'$ . En prenant pour  $Pe'$  les nombres de Péclet les plus petits de notre base de donnée, on observe alors une *superposition* surprenante de toutes les données [Fig. 3 (c)]. Poursuivant l'étude à d'autres valeurs de Péclet tout aussi arbitraires (les nombres de Péclet maximaux ou médians de notre base de donnée ou encore une valeur fixe arbitraire), nous obtenons la *même* superposition et sur la *même* courbe : les directions de croissance respectent une invariance d'échelle vis à vis de  $Pe$ , quelque soient les valeurs de  $V_G$ ,  $\Lambda$  ou  $\Theta_0$  considérées.

Ce résultat montre que la variable  $\chi$ , a priori dépendante de  $\Theta_0$ ,  $Pe'$  et  $\Pi$  ne dépend en fait que de  $\Theta_0$  et de  $\Pi$  et même, finalement, que de  $\Pi$  uniquement :  $\chi \equiv \chi(\Theta_0, Pe', \Pi) = \chi(\Theta_0, \Pi) = \chi(\Pi)$ . Cette réduction du nombre de variable est synonyme d'invariance vis à vis de  $Pe'$  et de  $\Theta_0$ , c'est à dire d'invariance d'échelle vis à vis de  $Pe$  et d'indépendance vis à vis de  $\Theta_0$ .

L'invariance d'échelle, correspond à une symétrie profonde qui sélectionne des relations spécifiques. Pour les déterminer, considérons deux étalons  $Pe'_1$ ,  $Pe'_2$  et les variables relatives  $\xi$  et  $\chi$  correspondantes :

$$\Pi_1 = \frac{Pe}{Pe'_1} ; \chi_1(\Theta_0, \Pi_1) = \frac{\xi(\Theta_0, Pe)}{\xi(\Theta_0, Pe'_1)} ; \Pi_2 = \frac{Pe}{Pe'_2} ; \chi_2(\Theta_0, \Pi_2) = \frac{\xi(\Theta_0, Pe)}{\xi(\Theta_0, Pe'_2)}$$

En écrivant  $\chi_1(\Theta_0, \Pi_1) = [\xi(\Theta_0, Pe)/\xi(\Theta_0, Pe'_2)] \times [\xi(\Theta_0, Pe'_2)/\xi(\Theta_0, Pe'_1)]$  et en notant que  $Pe'_2/Pe'_1 = \Pi_1/\Pi_2$ , on obtient :  $\chi_1(\Theta_0, \Pi_1) = \chi_2(\Theta_0, \Pi_2) \chi_1(\Theta_0, \Pi_1/\Pi_2)$  L'invariance d'échelle permet alors d'identifier les deux fonctions  $\chi_1(\Theta_0, \cdot)$ ,  $\chi_2(\Theta_0, \cdot)$  à une fonction commune  $\chi(\Theta_0, \cdot)$  qui vérifie ainsi :

$$\forall \Theta_0, \forall x, \forall y ; \chi(\Theta_0, x) \chi(\Theta_0, y) = \chi(\Theta_0, xy)$$

La solution de cette équation fonctionnelle, non partout discontinue, est une loi de puissance  $\chi(\Theta_0, x) = \chi(\Theta_0, 1) x^{e(\Theta_0)}$ . Or, par définition,  $\chi(\Theta_0, 1) = 1$ , et par constatation [Fig. 3 (c)],  $e(\Theta_0)$  est indépendant de  $\Theta_0$  :  $e(\Theta_0) = e$ . Ceci conduit à  $\chi(\Theta_0, \Pi) = \Pi^e$ , puis à  $\xi(\Theta_0, Pe) = a(\Theta_0)Pe^e$  avec un préfacteur  $a$  dépendant de  $\Theta_0$ , et finalement, à  $\Theta/\Theta_0 = [1 + a(\Theta_0)Pe^e]^{-1}$ .

En ajustant la fonction  $\chi(\Pi) = \Pi^e$  à l'ensemble des courbes, nous obtenons  $e = 1.25$  [Fig. 3 (c)]. En ajustant alors, à chaque  $\Theta_0$ , les fonctions  $a(\Theta_0)Pe^e$  aux courbes  $\xi(\Theta_0, Pe)$  [Fig. 3 (b)], nous obtenons les valeurs des préfacteurs  $a(\Theta_0)$  sur lesquels nous ajustons empiriquement, à une constante près, un monôme de plus bas degré :  $a(\Theta_0) = 1.08[1 - (\frac{\Theta_0}{45.8^\circ})^4]$  [Fig. 4 (a)]. L'ensemble conduit à la loi d'évolution des directions de croissance :

$$\frac{\Theta}{\Theta_0} = \frac{1}{1 + 1.08[1 - (\frac{\Theta_0}{45.8^\circ})^4]Pe^{1.25}} \quad (1)$$

composée d'une identification fondamentale en  $Pe^{1.25}$  par invariance d'échelle et d'une identification empirique du préfacteur  $a(\Theta_0)$ .

## 5 Discussion

La symétrie d'échelle mise en évidence signifie que la *manière* dont les dendrites tournent de direction avec le nombre de Péclet est *la même pour toutes* : pour un accroissement  $\alpha$  de  $Pe$ , toutes augmentent leur position angulaire relative  $\xi$  de la même quantité  $\alpha^{1.25}$ . Cette propriété, universelle dans notre base de donnée, est d'autant plus étonnante que les dendrites présentent des asymétries, des tailles et des cortèges de branchement très différents (Fig. 2). Aucune de ces particularités n'influe donc sur leur direction de croissance.

Ces propriétés inattendues sont d'autant plus précieuses que la compréhension du rôle de l'anisotropie est délicate. Il s'agit en effet d'une modulation minimale d'un sous-refroidissement capillaire ou cinétique lui-même très faible. Au total, sa traduction en terme de position correspond ainsi, au gradient  $G = 140\text{K/cm}$  où nous avons mené nos expériences, à une variation de 40 nanomètres seulement. Pour comprendre le mécanisme de son spectaculaire effet sur les directions de croissance, les propriétés de symétrie mises en évidence autorisent à se concentrer au besoin sur les faibles vitesses ou sur les formes quasi-symétriques, dont les effets de rotation sont ainsi assurés d'être représentatifs de l'ensemble.

La variation empirique du préfacteur  $a$  avec  $\Theta_0$  peut s'interpréter comme une renormalisation des vitesses  $V_G$  ou des tailles  $\Lambda$  à chaque angle d'ouverture  $\Theta_0$ . La seconde interprétation fait écho à l'observation d'une augmentation moyenne des tailles avec  $\Theta_0$ , suite aux inclinaisons plus fortes des dendrites, facteur favorisant de l'immixtion de dendrites secondaires entre les pointes des dendrites primaires [Fig. 2 (g) à (i)]. Ceci va de pair avec une diminution du préfacteur  $a$  qui renormaliserait donc bien cet effet.

## 6 Conclusion

Lorsque la vitesse de solidification augmente, les directions de croissance des dendrites tournent de la direction du gradient thermique  $\mathbf{G}$  à une direction asymptotique  $\mathbf{a}$  fixée par l'orientation cristalline. Nous avons déterminé expérimentalement cette rotation avec le nombre de Péclet pour des orientations cristallines diverses représentées par une quinzaine d'angles  $\Theta_0 = (\mathbf{a}, \mathbf{G})$ . Ceci constitue la première étude exhaustive de ce problème dont l'analyse des données révèle une symétrie inattendue : une invariance d'échelle des directions de croissance vis à vis du nombre de Péclet. Celle-ci traduit une équivalence physique de toutes les dendrites vis à vis de cet effet de rotation, indépendamment de leurs caractéristiques propres d'asymétrie, de tailles ou de branchements. Son origine demeure cependant à élucider, en lien avec les propriétés d'anisotropie interfaciales, capillaires ou cinétiques, du système.

## Références

1. R. TRIVEDI, *Applied Mechanical Review*, **43**, 79 (1990) — R. TRIVEDI, V. SEETHARAMAN & M. A. ESHELMAN, *Metall. Transactions A* **22**, 585 (1991).
2. P. OSWALD, M. MOULIN, P. METZ, J.C. GÉMINARD, P. SOTTA & L. SALLEN, *Journal de Physique III* **3**, 1891 (1993).
3. T. OKADA & Y. SAITO, *Physical Review E* **54**, 650 (1996).
4. S. AKAMATSU & T. IHLE, *Physical Review E* **56**, 4479 (1997).
5. J. DESCHAMPS, M. GEORGELIN & A. POCHEAU, *European Physical Letters* **76**, 291-297 (2006).
6. A. POCHEAU, J. DESCHAMPS & M. GEORGELIN, *JOM* **59**, 71-76 (2007).