

## Fonderie d'aluminium

### I.1.1 Propriétés de l'aluminium

L'aluminium pur possède une structure cristalline cubique à face centrée (CFC). Les valeurs suivantes sont issues de (*Mondolfo L.F., 1976*).

- paramètre de maille : 0,405 nm à 298K.
- masse volumique à 25°C : 2698,7 kg/m<sup>3</sup>
- point de fusion : 660°C.
- coefficient de dilatation moyen entre 20 et 300°C :  $2,55 \cdot 10^{-5}/^{\circ}\text{C}$
- retrait volumique : 5,6% en cours de solidification
- capacité thermique massique à 20°C :  $c = 950 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
- conductivité thermique à 20°C :  $\lambda = 217,6 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
- résistivité électrique à 20°C :  $\rho = 2,63 \mu\Omega \cdot \text{cm}$

Module d'élasticité (MPa)	Charge de rupture (MPa)	Limite d'élasticité 0,2% (MPa)	$A_R$ (%)
68 000	80 à 100	30 à 40	25 à 30

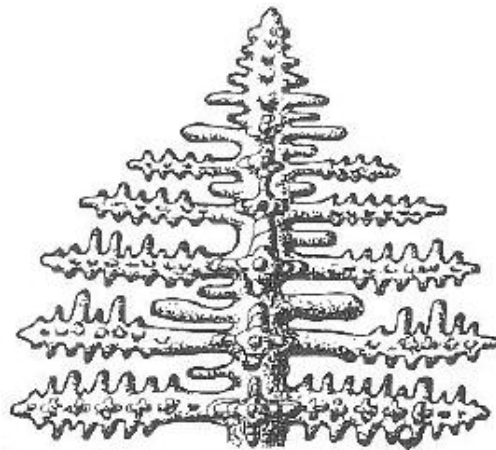
**Tab. I.1** - Propriétés mécaniques de l'aluminium pur à température ambiante

### I.1.2 Structure des alliages de fonderie

Cette structure comprend des solutions solides sous forme de dendrites (hypoeutectiques), des eutectiques plus ou moins complexes (binaires, ternaires) et des constituants intermétalliques. Nous y reviendrons par la suite.

Dans le système Al-Si, les cristaux solides d'aluminium se forment sur les parois du moule (plus froides que le cœur) ainsi que sur des nucléus au sein du métal et croissent. Leur composition en Si est inférieure à celle du liquide qui les entoure car la solubilité de Si dans Al décroît avec la température. Donc, le silicium est rejeté à la surface des cristaux en cours de croissance et augmente la température de solidification du liquide à cet endroit.

Mais si un germe du cristal en croissance parvient à traverser cette couche de liquide en surfusion, il se retrouve dans un milieu non enrichi en silicium et peut se solidifier, ce qui est thermodynamiquement favorable. Cette protubérance est instable et croît rapidement, ce qui explique que les cristaux d'aluminium se développent non sous forme de sphères ou d'aiguilles mais sous forme d'arborescences appelées dendrites (cf figure I.1), dont les bras secondaires sont espacés de quelques dizaines de micromètres, cette distance est appelée espacement des bras de dendrite. Nous utiliserons par la suite l'acronyme anglais classique, DAS (Dendrite Arm Spacing), ou SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing).



**Fig. I.1** - Schéma d'une dendrite, (Massinon D., Constantin V., 2002).

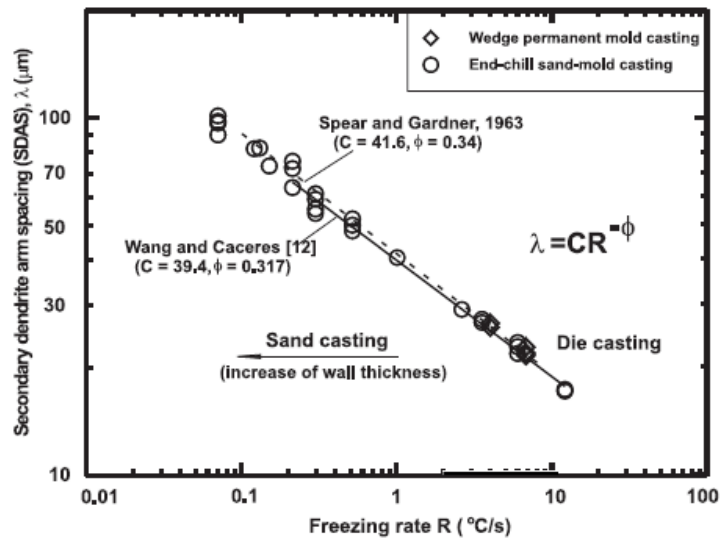
L'eutectique se solidifie alors entre les bras de dendrite, dans une zone riche en silicium rejeté à l'avant du front de solidification (silicium en large excès dans cette zone). Ceci a enrichi le métal liquide environnant en silicium, qui va précipiter sous forme d'une plaquette, ce qui draine le silicium en solution à proximité et crée juste à côté une zone d'aluminium presque pur. On va donc former une lamelle d'aluminium. De proche en proche, on forme donc un eutectique lamellaire par croissance compétitive. L'ajout de modifiant comme le strontium permet de rendre sphérique ces particules de silicium.

Les propriétés mécaniques de la famille des alliages d'aluminium de fonderie dépendent fortement des paramètres microstructuraux. Il existe donc de nombreuses études traitant de l'influence de ces paramètres.

Le SDAS dépend essentiellement de la vitesse de refroidissement du métal liquide ainsi (Wang Q.G. et al., 2001b) ont montré que le SDAS dans l'AS7G03 suivait la loi suivante :

$$SDAS = 39,4R^{-0,317}$$

Où  $R = dT/dt$  représente la vitesse de refroidissement du métal au cours de la solidification. Les données expérimentales sont présentées sur la figure I.2.



**Fig. I.2** - Taille des cellules dendritiques (SDAS) en fonction de la vitesse de refroidissement (*Wang Q.G. et al., 2001b*)

### I.1.3 Les alliages d'aluminium de fonderie

Les alliages d'aluminium de fonderie constituent plusieurs familles de matériaux dont la composition est un compromis entre les propriétés de moulage (coulabilité, usinabilité, absence de criquabilité, retrait volumique) et les propriétés d'usage de la pièce (propriétés mécaniques, aspect de surface, aptitude au polissage, résistance à la corrosion ...).

L'obtention d'un type de propriété mécanique dépend aussi du procédé de moulage (sable, coquille, cire perdue, coulée sous pression ...). En effet, la coulée en coquille qui permet des refroidissements rapides donne aux pièces une structure métallurgique plus fine (faible SDAS) et améliore, par rapport au même alliage coulé en sable, les charges à rupture et les allongements. On notera qu'un faible SDAS améliore la durée de vie en fatigue.

La solidification en moule se fait en premier lieu sur les parois puis à cœur, ce qui induit un gradient de microstructure (et donc de propriétés) dans la pièce. Certains auteurs, (*Seniv M.E. et al., 2000*) rapportent qu'il y a plus de pores et de phase eutectique à cœur, dans les parties massives d'une pièce, ce qui signifie que la durée de vie d'éprouvettes tirées du cœur sera inférieure.

Les alliages de fonderie sont obtenus de deux façons :

- soit à partir d'aluminium provenant directement des cuves d'électrolyse auquel on ajoute les éléments d'addition de l'alliage (alliages dits de première fusion) ;

- soit à partir de rebuts récupérés, assortis et purifiés. Ils sont dits de deuxième fusion et assurent pratiquement 50% de la production totale des pièces de fonderie.

Il existe, en plus de l'aluminium non allié, quatre grandes familles d'alliages d'aluminium de fonderie, qui sont fonction des éléments d'alliages ajoutés. Ceux-ci se retrouvent soit en solution solide soit sous forme de précipités. Ces familles sont les alliages au silicium, au cuivre, au magnésium et au zinc. On distinguera les additions principales déterminantes pour les propriétés du matériau et les additions secondaires, en plus faible quantité, qui ont une action spécifique, (Massinon D., Constantin V., 2002), ces éléments sont ajoutés seuls ou combinés notamment le magnésium et le silicium qui forment les précipités de  $Mg_2Si$  :

- le silicium (figure I.3(a)) confère à l'alliage d'excellentes propriétés de fonderie, telles qu'une augmentation de la coulabilité, une diminution de la criquabilité et de l'aptitude à la retassure (il se dilate à la solidification). On note aussi une augmentation de la résistance à l'usure (le silicium est très dur), de l'étanchéité des pièces, mais une diminution de l'allongement à rupture.

- le cuivre (figure I.3(b)) augmente les propriétés mécaniques par durcissement structural, principalement la dureté (donc l'usinabilité) et la tenue à chaud sans perte au niveau de la coulabilité mais diminue la résistance à la corrosion et augmente l'aptitude à la crique. (Shabestari S.G., Moemeni H., 2004)

- le magnésium (figure I.3(c)) augmente la résistance à la corrosion, aux dommages, l'allongement à rupture et engendre un nouveau système durcissant après traitement thermique ( $Mg_2Si$ ) mais diminue les propriétés de fonderie et d'usinabilité (les copeaux ont tendance à coller aux outils, ce qui augmente leur usure).

- le zinc très peu utilisé à cause de ses médiocres capacités en fonderie et ses faibles propriétés mécaniques, il se trouve sous forme de ternaire Al-Zn-Mg, ce qui donne un alliage à durcissement structural avec des précipités  $MgZn_2$ , atténue le gazage de l'alliage, améliore la coulabilité (faiblement), diminue l'allongement, augmente la tendance à la microretassure et l'agressivité chimique de l'alliage fondu. L'influence du Zn sur les propriétés de fatigue est rapportée dans (Shih T.-S., Chung Q.-Y., 2003).

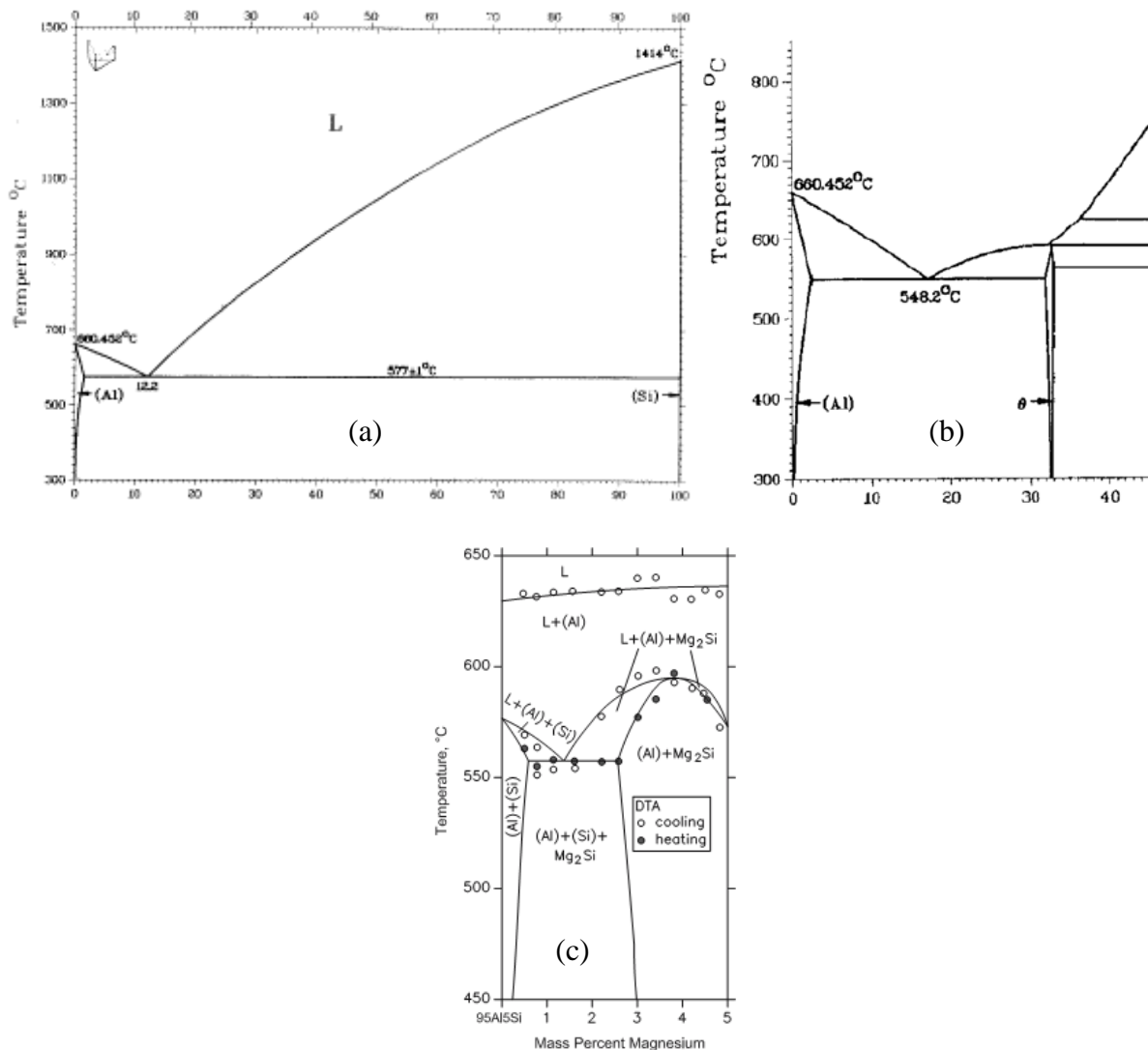


Fig. 1 Al-Mg-Si computed vertical section at 95 mass% Al [1997Feu]

Fig. I.3 - Diagramme de phase des binaires (a) Al-Si (% en poids de Si), (b) Al-Cu (% en poids de Cu), (*American Society for Metals, 1979*) (c) Al-Mg-Si (% en poids de Mg pour 5% de Si)

#### I.1.4 Influence des impuretés

Les impuretés contenues dans ces alliages sont importantes car elles modifient, volontairement ou non, les diverses propriétés du matériau. On trouve principalement comme impuretés :

- *le fer* : c'est une impureté naturelle du silicium et de l'aluminium. Il fragilise la pièce produite par formation de composés intermétalliques durs et fragiles qui peuvent faciliter l'amorçage d'une fissure par décohésion lors d'une sollicitation mécanique. De plus, il gêne l'alimentation en métal liquide des pièces dans le moule par formation de plaquettes d'éléments intermétalliques. Pour avoir de bonnes propriétés mécaniques, sa teneur est limitée à moins de

0,14% dans les alliages de première fusion dits à haute pureté ; *le chrome et le manganèse* ont sensiblement les mêmes effets ;

- *le nickel* : améliore légèrement les propriétés à chaud mais coûte cher ;

- *le manganèse* : peut améliorer les propriétés mécaniques de la matrice lorsqu'il est en solution. Il est cependant néfaste en présence de fer car il va créer des intermétalliques qui diminuent drastiquement l'allongement à rupture ( *Shabestari S.G., 2004*). Il permet cependant de changer la morphologie de ces intermétalliques et peut améliorer la ductilité.

- *le plomb* : au-delà de 0,05% il neutralise la modification au strontium et diminue les propriétés mécaniques de l'alliage (voir par exemple ( *Desaki T., Kamiya S., 2000*) décrivant ce phénomène sur un alliage Al-Sn-Si-Cu pour paliers de bielle de moteur diesel) ;

- *l'étain* : abaisse les caractéristiques mécaniques, augmente la porosité, améliore très peu la coulabilité ;

- *le phosphore* : est un poison pour les alliages hypoeutectiques car il constitue un site de germination du silicium, par contre, ce sera un élément affinant pour les alliages hypereutectiques. En effet dans ces alliages, ce sont les plaquettes de Si qui germent en premier et il n'y a donc pas de dendrites d'aluminium ;

- *l'antimoine* : permet de piéger le phosphore et donc d'affiner les particules de silicium dans les hypoeutectiques mais n'est pas compatible avec le strontium ;

- *le lithium* : très oxydable, regaze instantanément et considérablement l'alliage.

Les éléments que l'on ajoute volontairement pour leurs propriétés bénéfiques sont indiqués ci-dessous.

- *le titane* : c'est une impureté de l'aluminium, mais il facilite la germination des grains d'aluminium : c'est un affinant. L'opération d'affinage consiste à ajouter dans l'alliage liquide des germes de cristallisation comme  $TiB_2$  en grand nombre afin d'augmenter le nombre de grains de l'alliage pour diminuer leur taille et augmenter les caractéristiques mécaniques ainsi que la durée de vie en fatigue. Au-delà de 0,4% il se forme  $TiAl_3$ , qui diminue l'usinabilité mais améliore encore l'affinage. Ainsi, dans ( *Venkateswarlu K. et al. 2003*), les auteurs rapportent que l'alliage Al-Ti (le titane étant souvent titré à 5%) gagne en efficacité d'affinage s'il est laminé et/ou traité thermiquement car le nombre de particules servant de site de germination se trouve décuplé.

- *le sodium ou le strontium* : modifient la structure de l'eutectique naturellement lamellaire (Figure I.4 (b,c,e,f)) en eutectique globulaire, ce qui permet de diminuer le risque de retassures, de faciliter l'usinage et d'augmenter les caractéristiques mécaniques, ( *Wang Q.G. et al., 2001a*). Le strontium permet aussi de diminuer la taille des particules de silicium ainsi que les

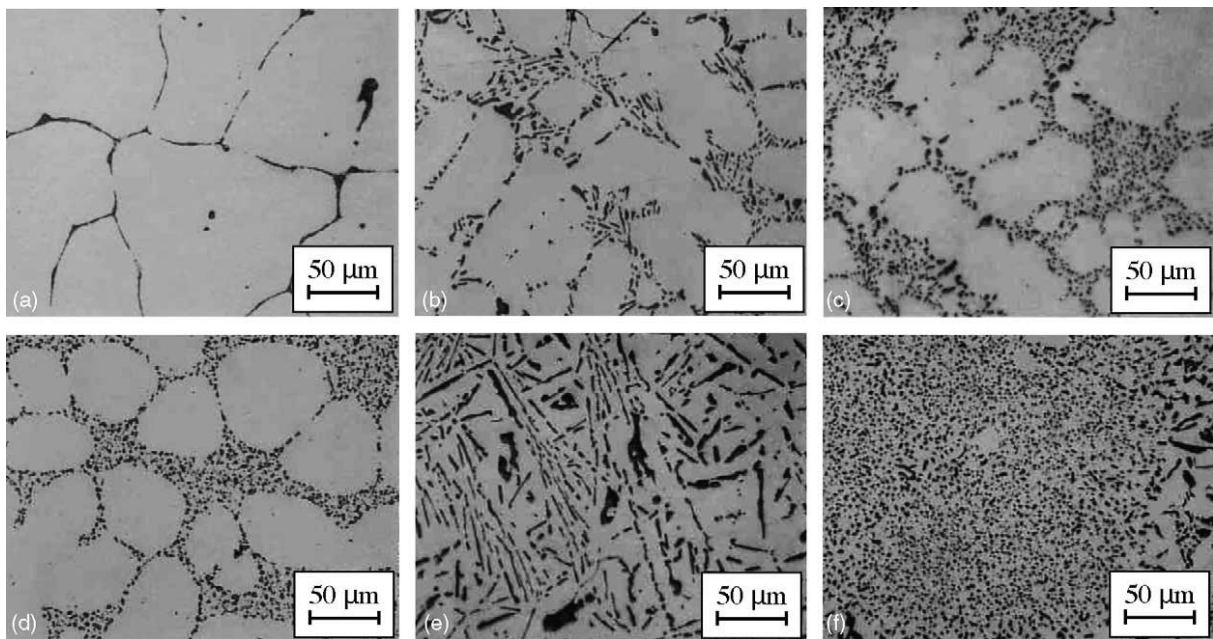
intermétalliques (figure I.5). Cet effet est plus marqué pour des SDAS larges (faible vitesse de solidification) (Barlas B., 2004). Le fait de combiner à la fois le sodium et le strontium n'apporte pas de meilleurs résultats que le strontium seul (Liu L. et al., 2005) ;

- le calcium : prolonge le temps de modification par le sodium ;

- le scandium : (Fuller C.B. et al., 2002), (Lathabai S., Lloyd P.G., 2002) et (Norman A.F. et al., 2003) décrivent l'effet de l'addition de scandium (et de zirconium) dans le cas d'alliages Al-Mg, il améliore les propriétés mécaniques et les aptitudes au soudage. Il permet aussi de limiter la croissance des grains après déformation en formant des précipités qui freinent la migration des joints de grains.

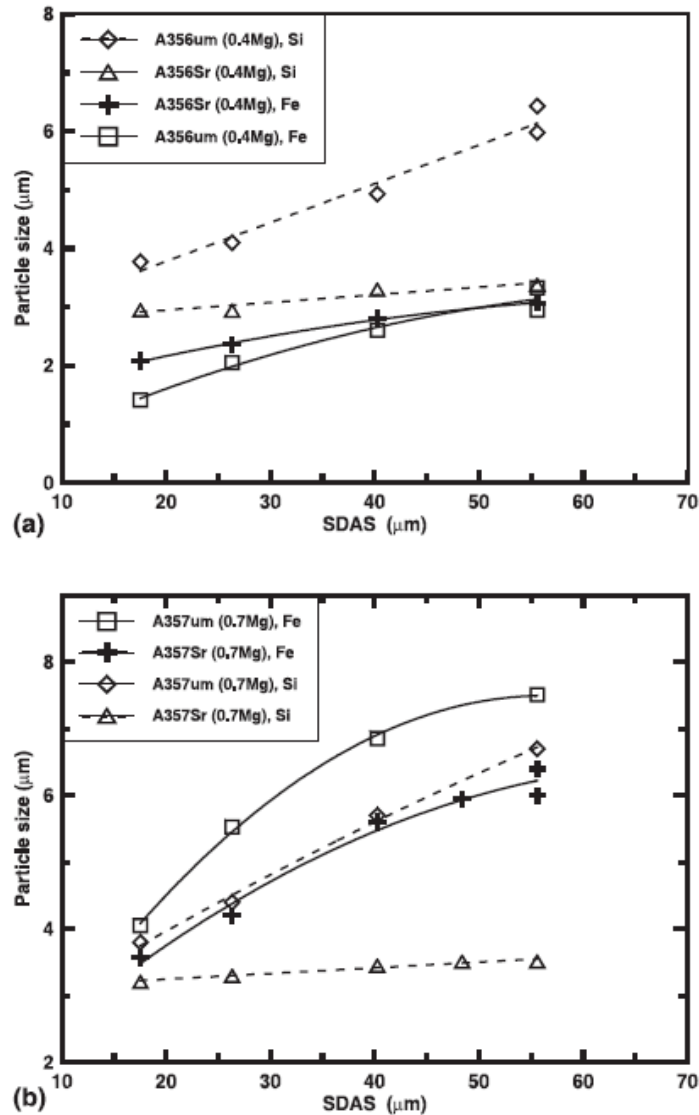
- le bore : n'a pas d'effet sur la taille des eutectiques (Nogita K., Dable A.K., 2003), il peut cependant permettre en étant combiné avec le strontium de réduire la taille des cellules dendritiques (Liao H. et al., 2007) ;

Industriellement, les alliages Al-Si sont les plus utilisés pour leurs propriétés de fonderie, leur aptitude au soudage, leur bonne stabilité dimensionnelle et leur faible température de fusion.



**Fig. I.4** - Microstructure des alliages après traitement thermique : (a) 1% Si ; (b) 7% Si non modifié ; (c) 7% Si modifié au strontium ; (d) 7% Si rhéocasté ; (e) 13% Si non modifié ; (f) 13% Si modifié strontium (Wang Q.G. et al., 2001a)





**Fig. I.5** - Taille moyenne des particules de silicium et d'intermétallique à base de fer en fonction du SDAS observée sur une section polie d'alliages traité T6 : (a) alliage AS7G03 (A 356) ; (b) alliage AS7G07 (A 357) (Wang Q.G. et al., 2001b)

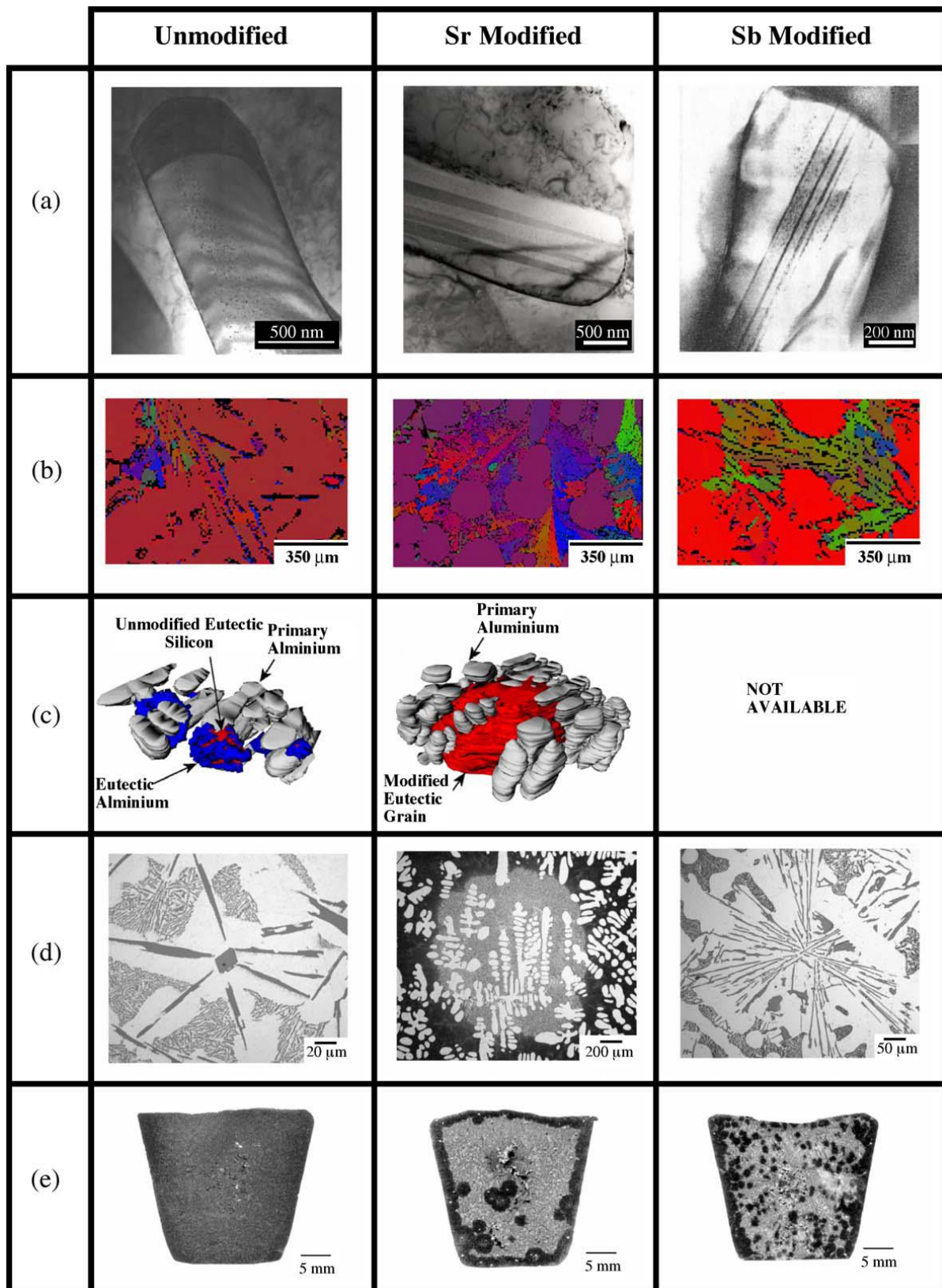
### I.1.4 Solidification et nucléation des grains eutectiques dans l'AS7G03 avec différents modifiants

Comme nous l'avons vu précédemment la structure des alliages de fonderie est constituée de dendrites d'aluminium séparées par des grains eutectiques. Plusieurs études se sont intéressées au déroulement de la solidification en termes de nucléation et de croissance et l'effet des modifiants a été démontré, (Liao H. et al., 2007), (McDonald S.D. et al., 2005), (Dable A.K. et al., 2005) et (Heiberg G. et al., 2002). La solidification d'un alliage d'aluminium à 7% de silicium commence par la croissance de dendrites de phase d'aluminium primaire. Lorsque le métal atteint 50% de solidification le liquide riche en silicium va commencer à se solidifier sous forme

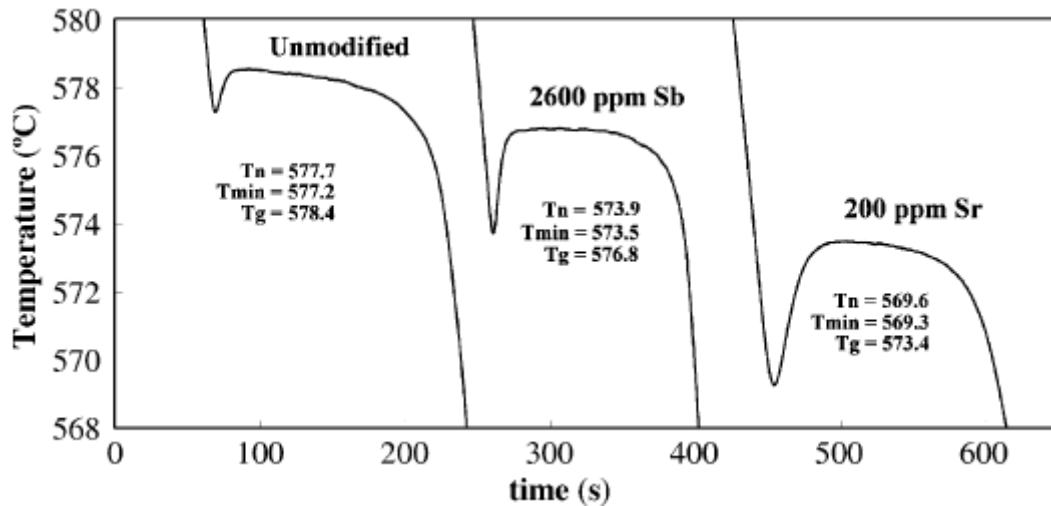


d'eutectiques (Heiberg G. *et al.*, 2002). Dans ce type d'alliage nous sommes donc en présence de deux types de grains, des grains d'aluminium primaires qui vont germer sur certains sites comme le  $TiB_2$  (Hongliang Z. *et al.*, 2009) et des grains d'eutectiques qui vont nucléer sur d'autres sites comme AIP (Dable A.K., 2005). Ces sites de germinations sont très importants pour la qualité des pièces de fonderie car un affinement du grain permet de disperser les défauts comme les porosités et d'obtenir un meilleur état de surface. Plusieurs auteurs ont donc étudié ces sites de nucléation et l'influence des modifiants sur ceux-ci. Ils ont ainsi montré que le strontium ou l'antimoine diminuait grandement le nombre de sites de germination des grains eutectique figure I.6 et augmentait aussi la surfusion dans le liquide (Figure I.7). Dans cette étude les échantillons ont été trempés lorsque environ 50% des eutectiques s'étaient solidifiés. On peut ainsi repérer les grains eutectiques avant trempe car les cristaux de silicium ont une microstructure plus grossière.

Les principales conclusions de ces études montrent que la modification au strontium est beaucoup plus efficace que celle à l'antimoine. Elle minimise cependant grandement le nombre de grains eutectiques, comme on peut le voir sur la figure I.6 (e). Les macrographies montrent en effet des grains eutectiques millimétriques avec une modification au strontium alors que les grains sont trop petits pour être observés dans l'alliage non modifié. La taille de grain élevée ainsi que la nucléation hétérogène des grains (Dable A.K., 2005), (Heiberg G. *et al.*, 2002) et (Dinnis C.M. *et al.*, 2005) risque donc d'engendrer une plus importante quantité de porosités en coupant l'alimentation en métal liquide. Les auteurs pensent cependant que cette faible germination contribue à l'affinement des eutectiques. En effet, un nombre réduit de sites de germination va réduire la taille de l'interface solide liquide de l'eutectique. Cette interface va donc avancer plus rapidement et contribuer à l'affinement des particules de silicium (McDonald S.D. *et al.*, 2005). Des travaux récents ont montré que l'ajout de 200ppm de bore permettait de réduire la taille des grains eutectiques, il ne faut cependant pas dépasser les 400ppm pour ne pas supprimer l'efficacité du strontium (Liao H. *et al.*, 2007).



**Fig. I.6** - Comparaison d'une structure non modifiée, modifiée au strontium et modifiée à l'antimoine. (a) Images MET des cristaux de silicium, (b) cartes EBSD illustrant les orientations cristallines des eutectiques et des dendrites primaires, (c) reconstruction 3D des grains eutectiques dérivée de nombreuses sections d'échantillons trempé, (d) micrographies optiques d'échantillons trempés et (e) macrographies des échantillons trempés (*Dable A.K. et al., 2005*)



**Fig. I.7** - Comparaison de courbes de refroidissement d'un Al-10%Si non modifié, modifié avec 2600ppm d'antimoine et modifié avec 200ppm de strontium. La température de nucléation ( $T_n$ ), la température minimum avant recalescence ( $T_{min}$ ) et la température de croissance des grains ( $T_g$ ) sont incluses dans la figure (Dable A.K. et al., 2005)

## I.2 La porosité et la retassure

### I.2.1 Généralités

La porosité dans les alliages d'aluminium est à l'origine d'une perte de tenue mécanique et d'amorçage de fissures, c'est donc un problème important.

Les moyens pour la réduire sont :

- Le bullage d'azote, le plus efficace (Dispinar D., Campbell J., 2007), (Pavlak L.), (Atwood R.C., Lee P.D., 2003).
- Les ultrasons, uniquement pour des volumes très faibles (Xu H. et al., 2004), (Xu H. et al., 2007), (Xu H. et al., 2008), (Ghaffari B. et al., 2004).

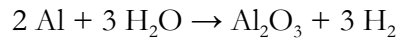
Les conditions de remplissage et notamment les turbulences lors du remplissage des moules sont des paramètres importants sur la quantité et la taille des pores. En effet, les turbulences créent des bifilms d'oxydes au sein de l'aluminium liquide qui vont être des sites de germinations pour les porosités (Dispinar D., Campbell J., 2007), (Pavlak L.), (Atwood R.C., Lee P.D., 2003), (Fox S., Campbell J., 2000). La diminution de la taille de grains permet de distribuer la porosité et donc d'en réduire la taille.

## I.2.2 Différence entre retassure et pore dû à l'hydrogène

Les pores peuvent se former selon deux procédés qui sont souvent combinés, (*Anson J.P., Gruzleski J.E., 1999*):

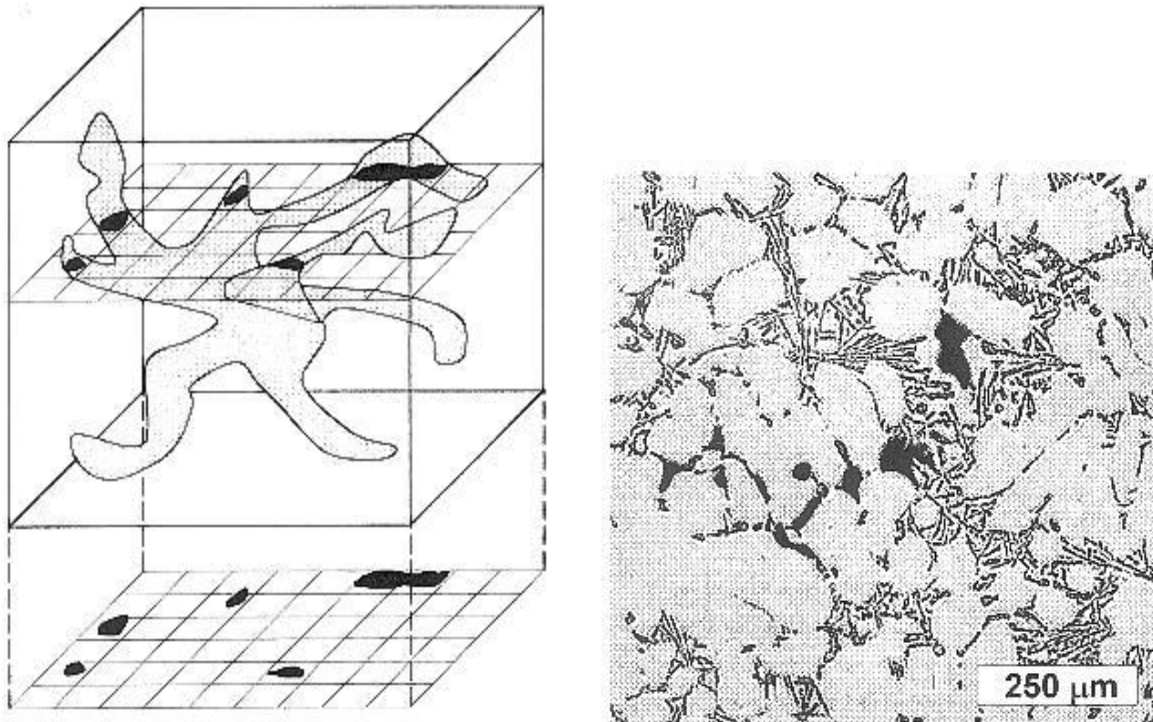
- la retassure : lors de la solidification, l'aluminium se rétracte mais le silicium se dilate, ce qui conduit à un retrait théorique de 0 à 2% (au lieu de 5,6 en l'absence de silicium) provoquant un réseau de cavités qui, lors d'une coupe, forment des groupes de trous non sphériques et de tailles variées (cf figures I.8 (a) et (b)). Ceci est en partie évité en fonderie par le système de cheminée de coulée appelées masselottes qui se solidifient en dernier et permettent d'alimenter la pièce en métal liquide jusqu'à solidification totale.

- l'hydrogène : l'aluminium liquide réagit avec l'humidité de l'air :

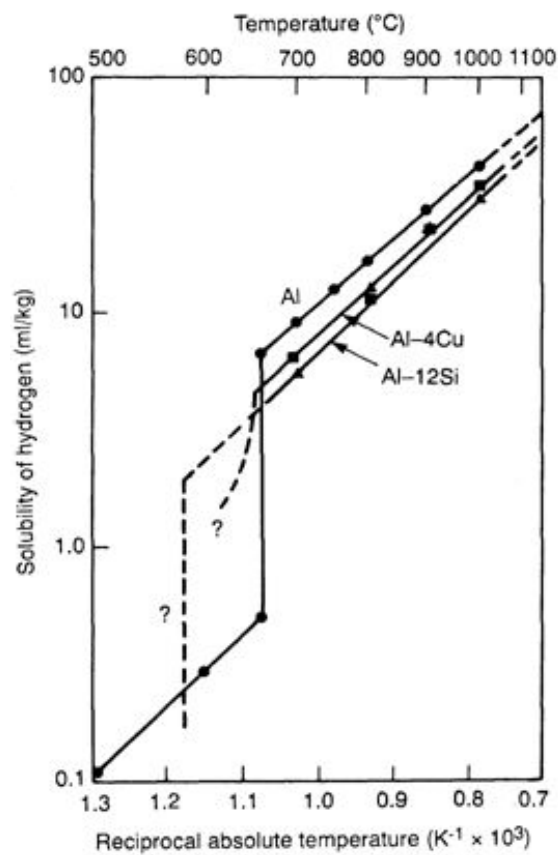


L'hydrogène gazeux obtenu est en partie dissous dans l'aluminium liquide sous forme atomique. Lors de la solidification, l'hydrogène devient beaucoup moins soluble (cf figure I.9), il se recombine et est rejeté de la phase solide vers la phase liquide qui s'enrichit en gaz et forme des bulles qui seront emprisonnées dans le solide. Sur une coupe, on obtient des trous plus petits mais très nombreux, quasi-sphériques, répartis de façon homogène.

Un modèle de prédiction du taux, de la taille, de la forme et de la distribution des pores a été proposé par (*Lee P.D. et al., 2001*) pour des alliages Al-2, 4, 6 w% Mg, en fonction de la vitesse de solidification et de la concentration en hydrogène. (*Atwood R.C., Lee P.D., 2003*) ont mis en place une simulation de la morphologie 3D des pores apparaissant à la solidification d'alliages Al-Si.



**Fig. I.8** - (a) Schéma 3D d'un retrait de solidification et sa projection 2D, (b) Micrographie optique d'un retrait de solidification, (*Anson J.P., Gruzleski J.E., 1999*)



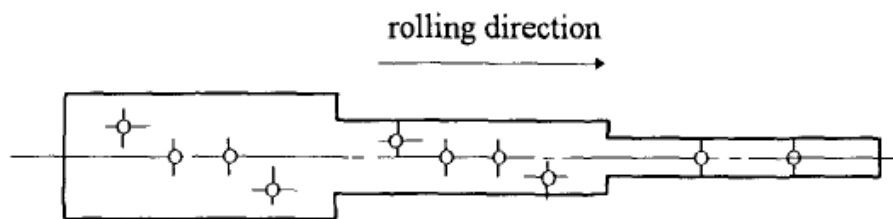
**Fig. I.9** - Solubilité de l'hydrogène, (*Campbell J., 2004*)



## I.3 Fermeture de porosités au cours du travail à froid et chaud dans les métaux

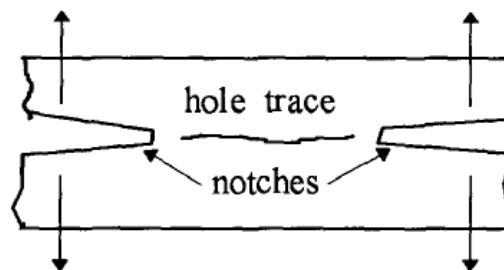
### I.3.1 Essais mis en œuvre

La fermeture des porosités internes au cours de déformation est assez difficile à étudier. Le développement de la tomographie a cependant permis de faire des avancées sur le sujet. (*Wang A. et al., 1996*) ont fait partie des premiers à s'intéresser au phénomène. Ils ont observé la fermeture et la soudure de trous préalablement percés dans une brame d'acier au cours du laminage. Les trous ont été usinés à différentes distances de la surface et la géométrie de la brame permet d'avoir plusieurs taux de déformation 30%, 50% et 70% comme nous pouvons le voir sur la figure I.10. L'influence de la température a aussi fait l'objet de l'étude.



**Fig. I.10** - Géométrie de l'éprouvette étagée (*Wang A. et al., 1996*)

Les auteurs ont aussi étudié la qualité de la soudure des défauts en usinant des éprouvettes selon le schéma suivant et en leur faisant subir un essai de traction.



**Fig. I.11** - Préparation des échantillons pour observation au MEB (*Wang A. et al., 1996*)

D'autre part, (*Toda H. et al., 2009b*) se sont intéressés à la refermeture de micropores (diamètre inférieur à  $10\mu\text{m}$ ) lors d'une compression à température ambiante. L'alliage d'aluminium avait une composition de 3,924 Mg, 0,0137 Ti, 0,007 Si, 0,0049 Fe, 0,0041 Cr, 0,0022 Cu, 0,0011 Mn. Les micropores sont dus à la formation de bulles d'hydrogène lors de la solidification du métal. Pour vérifier la soudure des porosités, les auteurs se sont servis d'un phénomène qu'ils avaient déjà observé auparavant. Lors de la solidification du métal, une partie de l'hydrogène en solution va créer des porosités. Cependant, il reste de l'hydrogène en sursaturation dans la matrice. Lorsque l'on soumet l'échantillon à une haute température pendant une durée suffisante, l'hydrogène va

diffuser et faire croître les bulles, un phénomène de coalescence des porosités est aussi observé (Toda H. *et al.*, 2009a).

Les auteurs ont donc fait subir à l'échantillon une compression uniaxiale à température ambiante puis ils ont ensuite exposé l'échantillon à une température de 813 K (540°C) durant 14,4 ks (4h) pour favoriser la réouverture des défauts après déformation. Les observations ont été réalisées par microtomographie à l'aide d'un rayonnement X synchrotron dont la résolution est d'approximativement 1µm.

Les auteurs ont aussi étudié l'effet du laminage sur ce type de matériau. L'échantillon a d'abord subi une mise en solution à 813K (540°C) pendant 14,4 ks (4h), il a ensuite été laminé avec une réduction d'épaisseur de 50% à 673K (400°C). Le lopin a ensuite subi un revenu à 593K (320°C) pendant 7,2 ks (2h) puis un laminage à froid avec une réduction d'épaisseur de 50% et enfin un dernier revenu de 593K (320°C) pendant 7,2 ks (2h).

### I.3.2 Paramètres déterminants la fermeture des défauts

(Wang A. *et al.*, 1996) ont obtenu les résultats suivants :

number of specimen	rolling temp. °C	rolling speed m/s.	reduction %	mean strain	strain rate mm/s.	state of holes	
						c.p.	1/4 p.
por3	1200	0.4	70	1.39	12.12	c+w	c+w
			50	0.80	8.01	c+w	c+w
			30	0.42	6.42	c+pw	---
por8	1050	0.4	70	1.39	12.12	c+w	c+w
			50	0.80	8.01	c+w	c+w
			30	0.42	6.42	c	---
por10	1050	0.1	70	1.39	3.03	c+w	c+w
			50	0.80	2.67	c+pw	c+pw
			30	0.42	2.14	pc	---
por13	900	0.4	70	1.39	12.12	c+w+b	c+w+b
			50	0.80	8.01	c+w+b	c+w+b
			30	0.42	6.42	c+pw	---
por15	1200	0.1	70	1.39	3.03	c+w	c+w
			50	0.80	2.67	c+w	c+w
			30	0.42	2.14	c+pw	---
por17	900	0.1	70	1.39	3.03	c+pw	c+nw
			50	0.80	2.67	c+nw	c+nw
			30	0.42	2.14	c+nw	---

Notation: c --- closed                      w --- welded                      p --- partly                      n --- not  
c.p. --- centre line position    1/4 p. --- half line position    b --- black iron oxide

**Tabl. I.2** - Conditions expérimentales et résultats pour les échantillons étagés (Wang A. *et al.*, 1996)



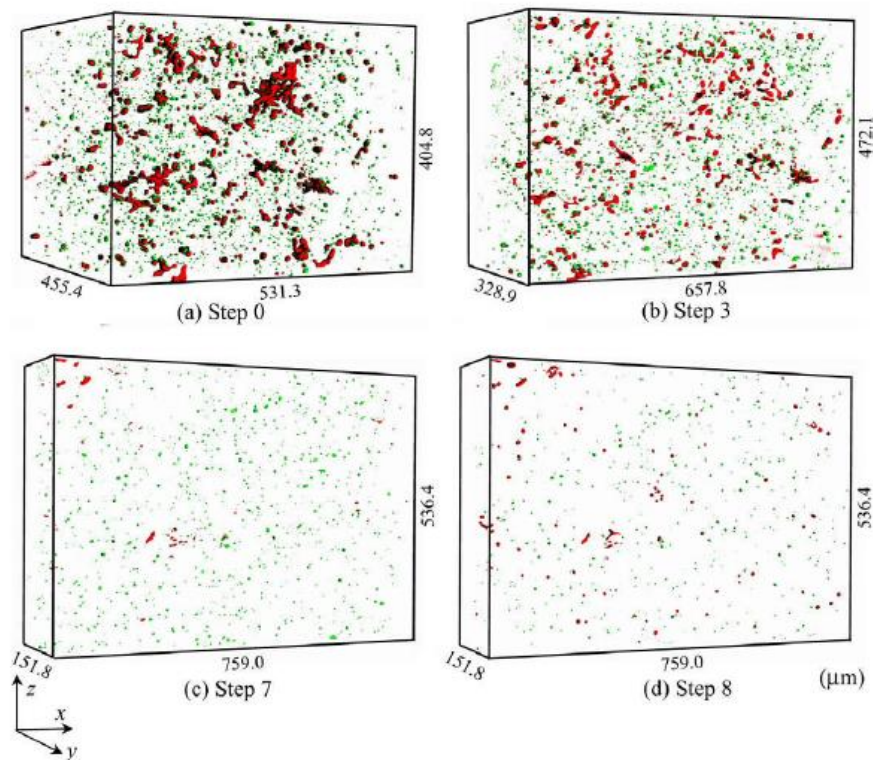
Les résultats montrent que tous les pores se referment pour une réduction d'épaisseur de 30%, c'est-à-dire une déformation vraie (ou équivalente) de 42%. Le taux de réduction supplémentaire permet la soudure des parois et pour une réduction supérieure à 50%, déformation vraie supérieure à 80%, toutes les porosités sont ressoudées dans une brame d'acier pour une température comprise entre 900°C et 1200°C. Les observations concernant les paramètres influents sur la soudure sont les suivantes :

- Augmenter la température favorise la soudure des défauts
- Les pores proches de la surface laminée se referment plus rapidement
- Les pores commencent toujours à se refermer des extrémités vers le centre
- La pression hydrostatique permet la fermeture des porosités, la pression et la durée pendant laquelle elle est appliquée ont une importance dans la soudure des parois.
- Le cisaillement n'est pas nécessaire pour la fermeture et la soudure des porosités mais il les facilite.

De son côté, (Toda H. et al., 2009b) ont obtenu les résultats suivants :

Step	0	1	2	3	4	5	6	7	8
Reduction ratio (%)	0	6	16	28	38	46	52	60	HT exposure
<i>(a) Particles</i>									
Number of particles	1522	1591	1487	1408	903	911	740	645	669
Mean diameter (µm)	3.28	3.29	3.29	3.31	3.16	3.18	3.20	3.19	3.14
Mean sphericity	0.81	0.81	0.83	0.83	0.86	0.86	0.85	0.85	0.87
Volume fraction (%)	0.033	0.035	0.031	0.029	0.015	0.016	0.015	0.015	0.016
<i>(b) Micropores</i>									
Number of pores	606	608	627	580	539	400	214	128	381
Mean diameter (µm)	6.31	6.32	5.81	5.02	4.56	4.35	3.70	3.24	3.82
Mean sphericity	0.75	0.76	0.72	0.67	0.65	0.64	0.58	0.56	0.57
Volume fraction (%)	0.178	0.176	0.146	0.065	0.043	0.027	0.011	0.004	0.032

**Tabl. I.3** - Résultats de l'analyse d'image quantitative des éléments microstructuraux au cours de l'essai de compression (Toda H. et al., 2009b)



**Fig. I.12** - Observations séquentielle en 3-D de la distribution des micropores (rouge) et particules (vert) durant l'essai de compression (*Toda H. et al., 2009b*)

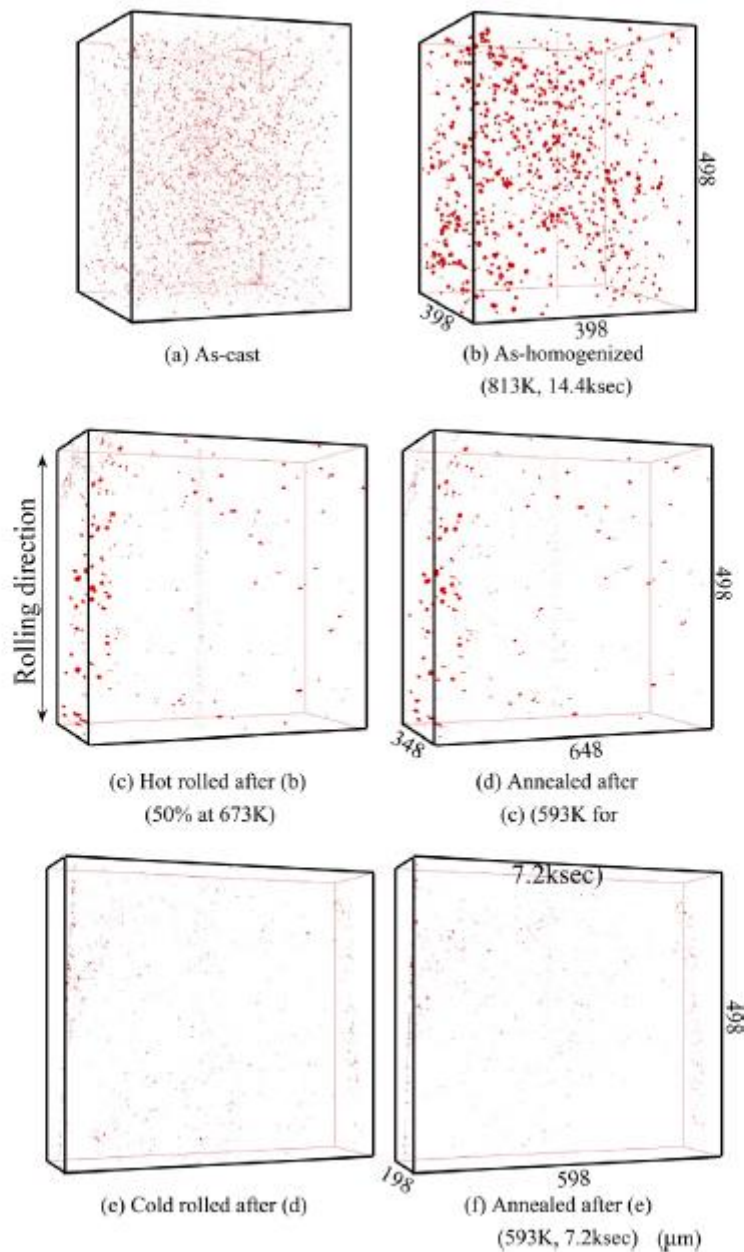
Les résultats du tableau I.3 montrent que le nombre et la taille des micropores diminuent progressivement jusqu'à un taux de déformation de 38 à 46%, puis, pour des déformations plus importantes la vitesse d'annihilation est beaucoup plus rapide. L'étape 8 montre que la majorité des pores ont été ressoudés et ne réapparaissent pas après un traitement à haute température.

Les résultats pour le laminage de l'échantillon sont les suivants :

	As-cast	AH	HR	HR + annealing	CR	CR + annealing
Number of pore	1025	824	242	181	108	115
Mean diameter ( $\mu\text{m}$ )	1.8	4.4	2.2	2.4	1.7	1.6
Mean sphericity	0.76	0.82	0.61	0.61	0.73	0.74
Volume fraction (%)	0.005	0.065	0.004	0.003	0.001	0.001

AH: as homogenized ; HR: hot rolling (50%, 673K) ; CR: cold rolling (50%)

**Tabl. I.4** - Résultats de l'analyse d'image quantitative sur les micropores au cours du laminage (*Toda H. et al., 2009b*)



**Fig. I.13** - Observations séquentielles en 3-D de la distribution des micropores (rouge) durant l'essai de laminage (Toda H. et al., 2009b)

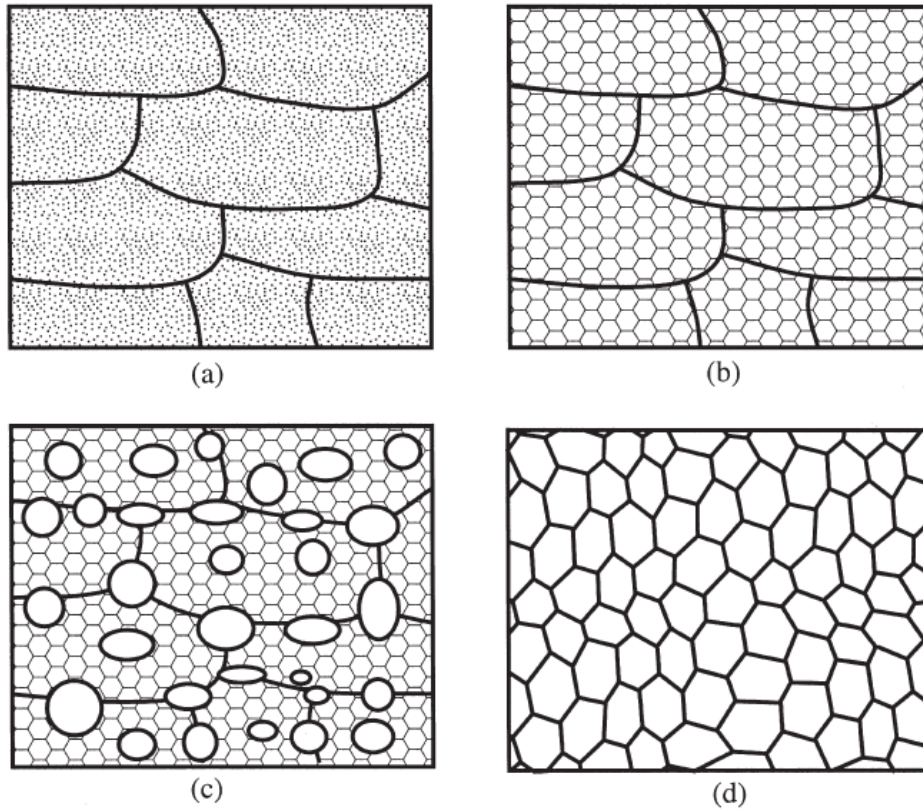
Nous pouvons constater que la majorité des pores a disparu après le laminage à chaud. Il reste une certaine quantité de pores sur le côté gauche de l'échantillon. Ces pores ont probablement subi une pression hydrostatique trop faible à cause de la proximité de la surface libre de l'échantillon.

En conclusion, le travail à chaud et à froid de l'aluminium permet de supprimer une grande partie des micropores présents dans le matériau, même avec la présence d'hydrogène. Une déformation importante, supérieure à 40% est cependant nécessaire pour obtenir une bonne fermeture. Ces résultats restent à vérifier sur des pores de plus grande taille.

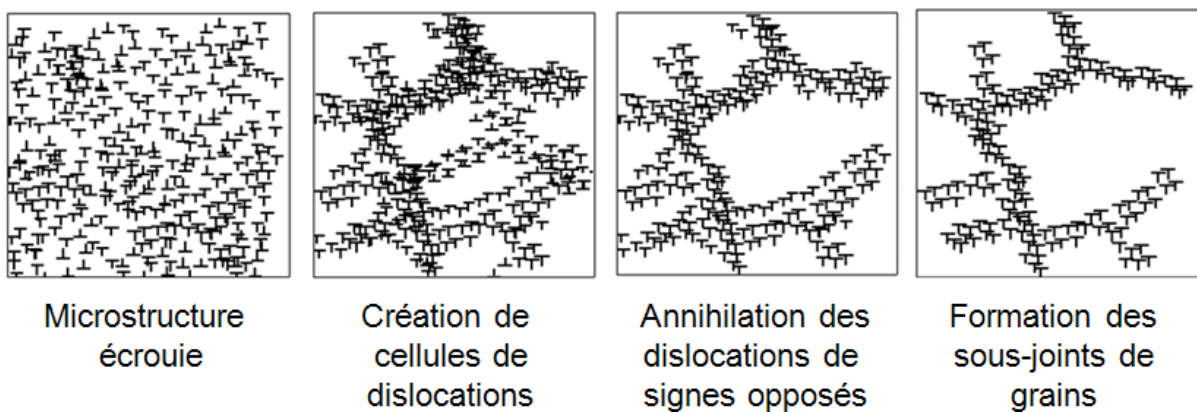
## I.4 Evolutions microstructurales des alliages d'aluminium à chaud

### I.4.1 Différence entre recristallisation et restauration

Lors des déformations à chaud les alliages subissent une évolution de microstructure due au fait de l'énergie thermique et mécanique qui permet un réarrangement de la matière au cours ou après déformation. Ces évolutions peuvent être séparées en deux grandes catégories, la recristallisation et la restauration (Figure I.14). Ces évolutions visent à diminuer l'énergie stockée au sein du matériau due aux dislocations qui créent des défauts d'empilement dans le cristal. Elles peuvent se dérouler au cours de la déformation, dans ce cas on parle de recristallisation ou de restauration dynamique, ou après déformation et elles sont alors statiques. Les mécanismes de la recristallisation et de la restauration ne sont pas les mêmes. Lors de la recristallisation, de nouveaux grains vont germer puis croître au sein du matériau. Après recristallisation les nouveaux grains ne dépendent pas de la microstructure initiale du matériau en termes de taille et d'orientation. Quant à elle, la restauration est un réarrangement des dislocations au sein des grains (Figure I.15). Celles-ci vont créer des sous-joints de grains qui ont une légère désorientation. La microstructure obtenue se composera donc des anciens grains qui seront eux-mêmes sous-structurés en sous-grains. La principale différence entre des grains et des sous-grains est la désorientation de leurs parois. En effet, on parle de grains lorsque la désorientation aux joints de grains est de l'ordre de  $15^\circ$  alors qu'elle n'est que de  $1$  à  $5^\circ$  pour les sous-joints. Comme nous pouvons le voir sur la figure I.16, un matériau va préférentiellement être le siège de recristallisation lorsque son énergie de faute d'empilement est faible. Cette faible énergie va permettre au cristal de stocker une grande quantité de dislocations et par conséquent permettre la germination et la croissance de nouveaux grains. Lorsque l'énergie de faute d'empilement est élevée, les dislocations vont fortement interagir et créer des sous-grains. Ce réarrangement qui s'appelle la restauration va diminuer l'énergie interne du matériau qui ne sera plus suffisante pour engendrer une recristallisation (Montbeillet F., 2007).



**Fig. I.14** - Diagramme schématique des différentes microstructures : (a) Ecrouie, (b) Restaurée, (c) Partiellement recristallisée, (d) Complètement recristallisée (*Humphreys F.J., Haterly M., 2004*)



**Fig. I.15** - Mécanisme de formation des sous joints de grains (*AluMATTER*)



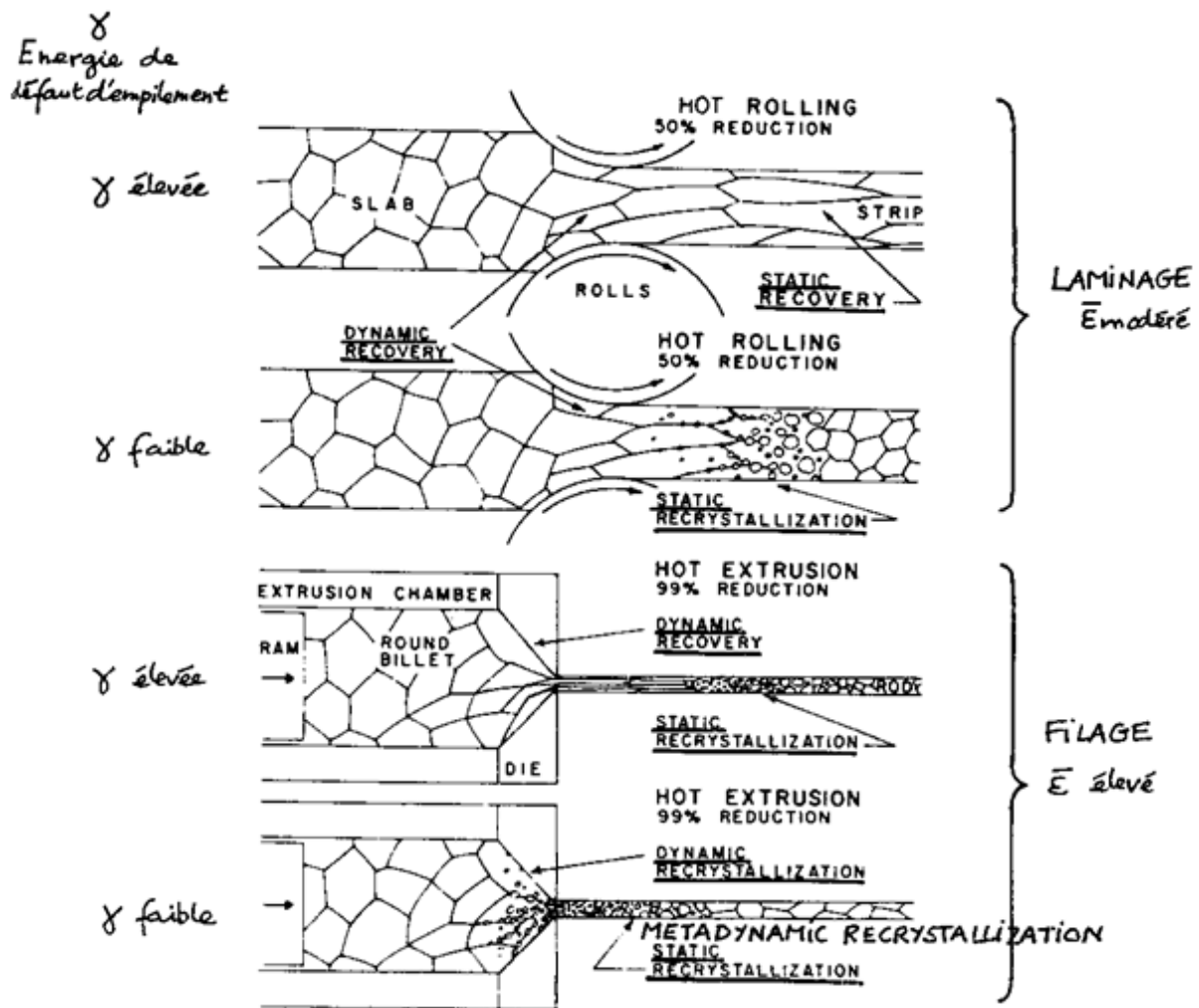


Fig. I.16 - Mécanismes de la déformation à chaud (Montheillet F., 2007)

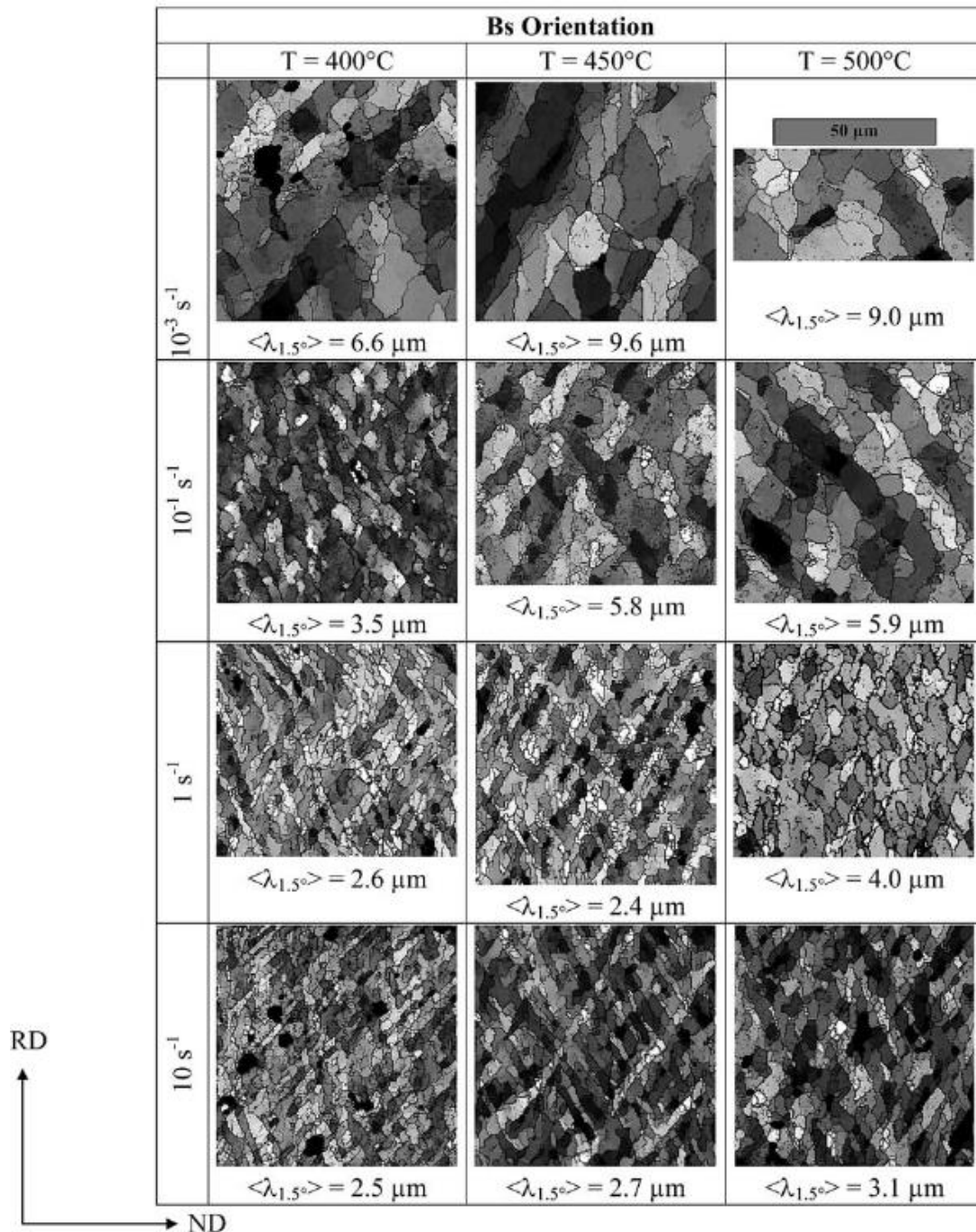
L'aluminium a une énergie de faute d'empilement élevée. La majorité des alliages d'aluminium seront soumis à la restauration plutôt qu'à la recristallisation lors des déformations à chaud. La restauration dynamique est à l'origine de la genèse de sous-structure naissant de la réorganisation et de l'annihilation des dislocations créées par la déformation à chaud. Dans le cas de déformations très élevées les mécanismes de recristallisation dynamique continue (création de nouveaux joints de grains par désorientation des sous-joints) se développent. Pour les pièces cobapressées, la déformation n'excède cependant pas 50% à part dans certaines zones localisées proches de la bavure. Ces mécanismes de CDRX seront donc peu probablement activés.

#### I.4.2 Paramètres influents sur la sous-structuration

La sous-structuration des alliages d'aluminium est un phénomène très connu et a fait l'objet de nombreux articles. Les auteurs l'ont notamment étudié dans des monocristaux d'aluminium faiblement alliés. Les résultats ne peuvent pas se transposer aux pièces cobapressés

car nous sommes en présence d'un matériau polycristallin avec une forte teneur en éléments d'alliages, les mécanismes et les tendances restent cependant les mêmes.

Les deux grandeurs importantes dans la sous-structuration, car ce sont celles qui vont influencer les propriétés mécaniques, sont la taille des sous-grains et la désorientation aux joints de grains. En effet, une faible taille de sous-grains et une grande désorientation va augmenter la résistance mécanique en bloquant le déplacement des dislocations. Voici les microstructures observées au sein d'un monocristal d'aluminium à 1% de manganèse.



**Fig. I.17** - Cartes EBSD de la sous-structuration d'un monocristal d'Al-1%Mn orienté Bs (Glez J.C., Driver J.H., 2003)



Comme nous pouvons le voir, la température et la vitesse de déformation jouent un rôle sur la microstructure. Les auteurs ont ainsi montré que la taille des sous grains dépend du paramètre de Zener-Hollomon par la relation suivante (Glez J.C., Driver J.H., 2003), (Furu T. et al., 1996).

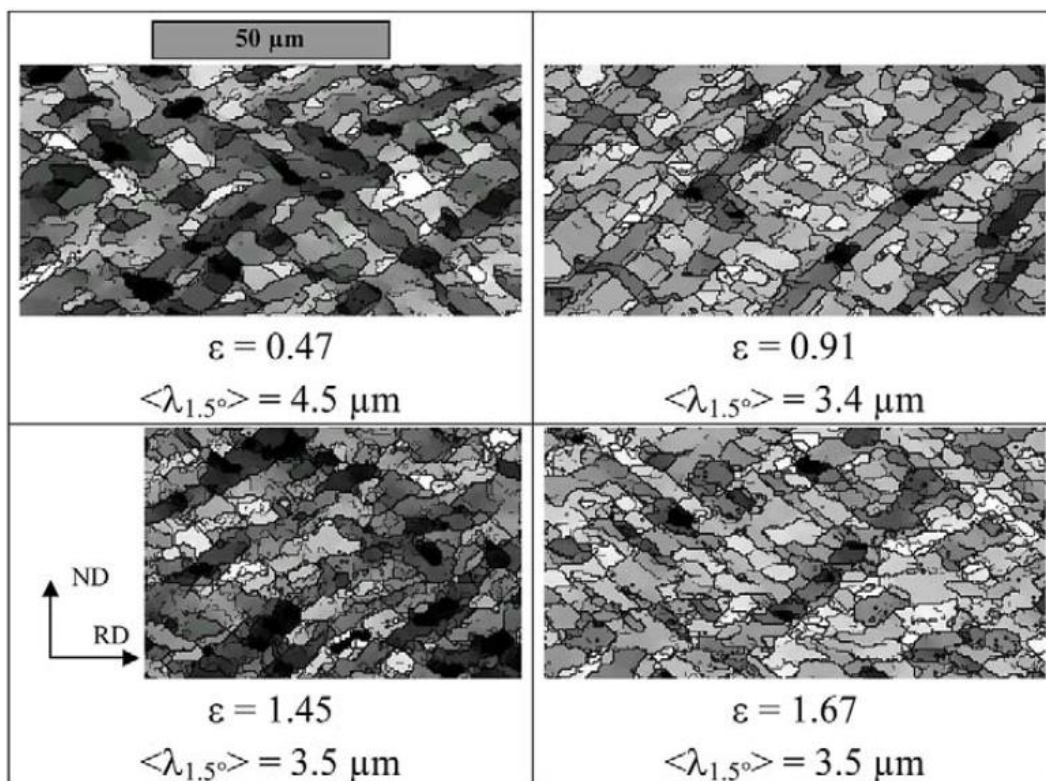
$$\langle \delta \rangle^{-1} = a \ln Z + b$$

Où  $\langle \delta \rangle$  est la taille des sous-grains et  $Z$  le paramètre de Zener-Hollomon qui a pour expression :

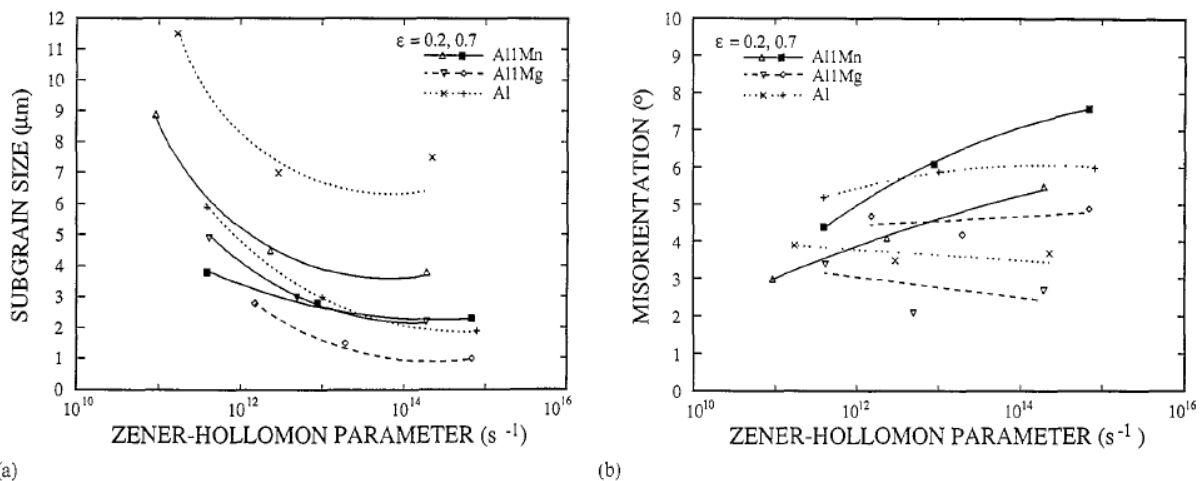
$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT)$$

Où  $\dot{\varepsilon}$  est la vitesse de déformation,  $Q$  l'énergie d'activation,  $R$  la constante des gaz parfait et  $T$  la température.

Comme nous l'avons vu précédemment la microstructure engendrée lors de la déformation à chaud dépend de la vitesse de déformation et non pas de la déformation. Certains auteurs ont cependant observé un régime transitoire.



**Fig. I.18** - Evolution de la structure des sous-grains avec la déformation pour un monocristal d'Al-1%Mn orienté Bs avec  $T=400^\circ\text{C}$  et  $\dot{\varepsilon} = 0,1\text{s}^{-1}$  (Glez J.C., Driver J.H., 2003)



**Fig. I.19** - Evolution de la sous-structure au cours de laminage à chaud (a) Taille des sous-grains et (b) Désorientation entre sous-grains voisins (*Furu T. et al., 1996*)

La figure I.18 montre que dans le monocristal étudié la taille des sous-grains évolue jusqu'à une déformation de 1 avant de se stabiliser. La figure I.19 exprime elle aussi une différence de taille de sous-grains au cours du laminage à chaud de plusieurs alliages d'aluminium entre une déformation de 0,2 et de 0,7. (*Furu T. et al., 1996*) ont noté en plus de la dépendance au paramètre de Zener-Hollomon, une influence de la composition sur la microstructure. Ils ont observé que l'ajout de 1% de Mg diminuait la taille et la désorientation entre sous-grains. Ce phénomène s'explique par une mobilité des dislocations fortement réduite par le magnésium qui va diminuer la quantité de dislocations stockée aux sous-joints de grains et donc leur désorientation. La température à laquelle la déformation est effectuée a aussi une grande importance car la présence de précipités joue un grand rôle dans la mobilité des dislocations. Le diagramme représenté sur la figure I.20 montre que pour un AS5G03, les précipités de Mg<sub>2</sub>Si sont en solution pour une température supérieure à 480°C. Il y a donc de forte chance que pour l'alliage utilisé à Saint-Jean-Industries (AS7G03) ne comporte pas de précipités bloquant les dislocations pour des températures supérieures à 500°C.

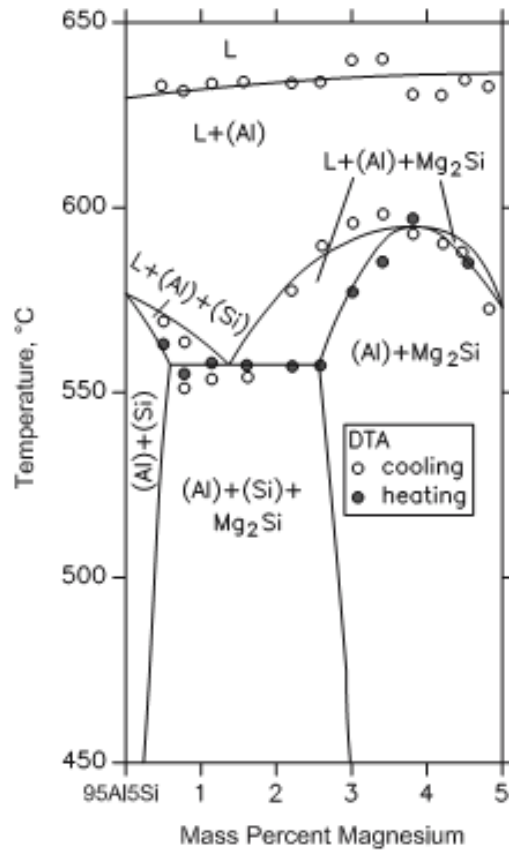


Fig. I.20 - Diagramme de phase Al-Mg-Si section verticale pour Al-5%Si (*AluMATTER*)

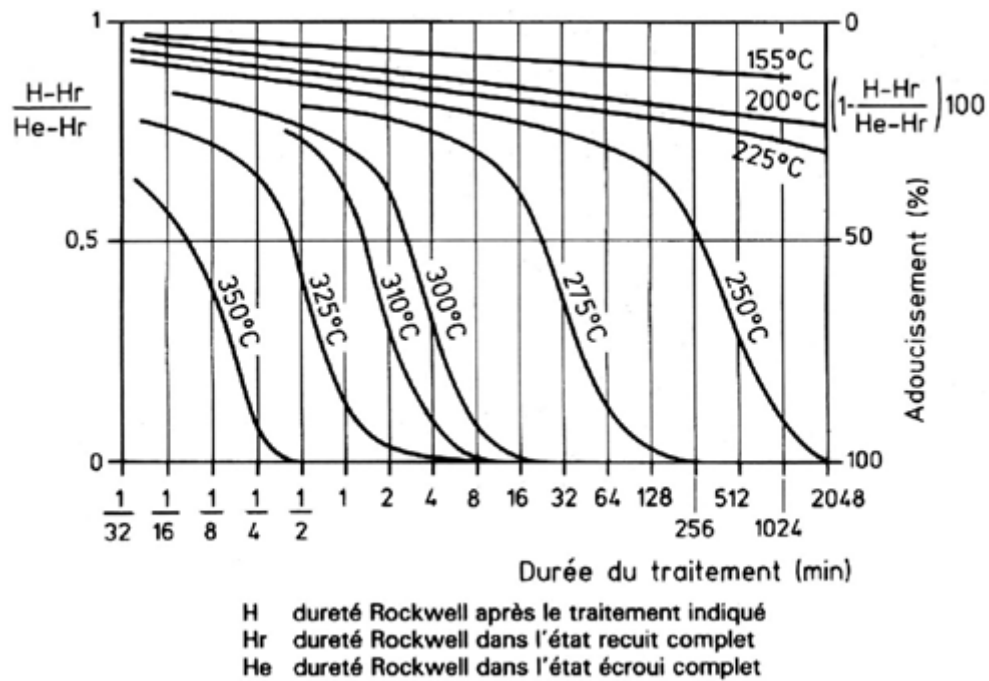


Fig. I.21 - Courbe d'adoucissement de l'alliage 5754 (Al-3%Mg) à différentes températures (*AluMATTER*)

La figure I.21 nous expose la courbe d'adoucissement due à la restauration au sein d'un alliage d'aluminium. Nous pouvons voir que ce phénomène est thermiquement activé est que la restauration est terminée en ½ minute pour une température de 350°C. Nous pouvons donc en conclure, que pour des températures supérieures, la restauration sera assez rapide.

(Lenard J.G., Pietrzyk M., 1993) ont étudié la sous-structure en surface d'un acier austénitique, ils se sont notamment intéressés aux paramètres de forge qui pourrait influencer la microstructure surfacique des pièces. Ils ont pu voir que l'échange thermique avait peu d'influence car il était difficilement modifiable. C'est le coefficient de friction qui a un rôle majeur pour la surface des pièces. En effet, plus le frottement est important et plus le cisaillement le sera. La matière sera donc plus déformée et la microstructure plus fine.

## I.5 L'AS7G03 T6

Il s'agit d'un alliage d'aluminium de fonderie Al-Si-Mg désigné par AS7G03 (norme AFNOR) ou A356 (norme ASTM).

Les tableaux I.5 et I.6 donnent la composition chimique de l'alliage selon la norme ASTM et la composition réelle de l'alliage de notre étude :

		Si	Cu	Mg	Fe	Ti	Zn	Mn
% masse	<b>max</b>	7,5	0,2	0,45	0,2	0,2	0,1	0,1
	<b>min</b>	6,5		0,25				

**Tabl. I.5** - Composition chimique de l'AS7G03 selon la norme

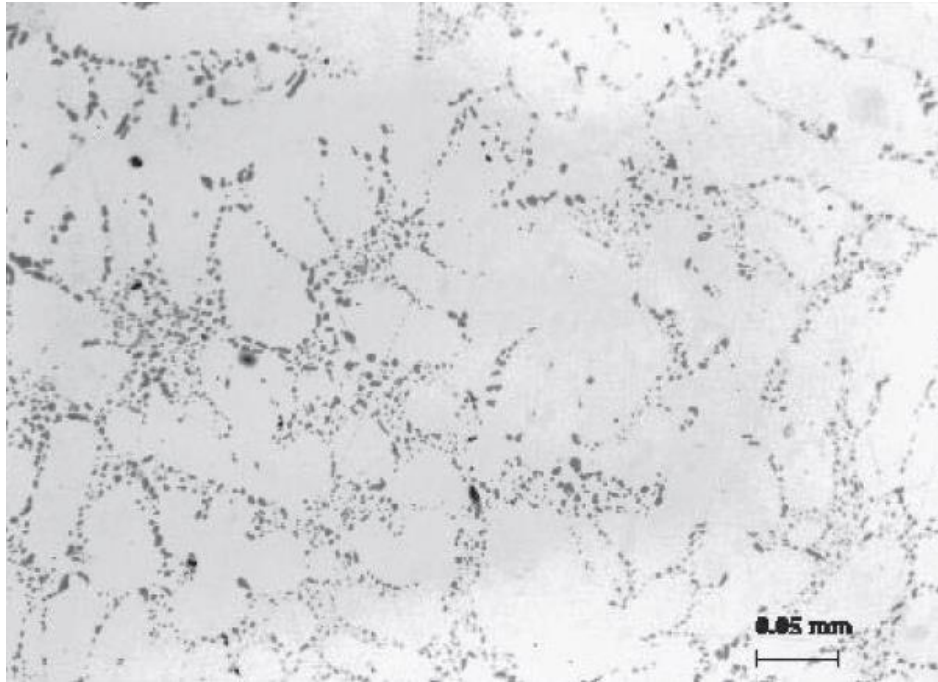
Elément	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	B	Sr
% en masse	8,0	0,43	0,15	0,04	0,02	0,014	0,12	0,0006	0,009

**Tabl. I.6** - Composition réelle de l'AS7G03 de l'étude

L'AS7G03 utilisé à Saint-Jean Industries a une teneur en silicium un peu plus élevée que dans la norme pour permettre une meilleure coulabilité et pouvoir obtenir des préformes de fonderie de forme plus complexe.

### I.5.1 Microstructure du matériau

La structure dendritique de cet alliage est caractérisée par un espacement secondaire des bras de dendrites (SDAS) de  $25\mu\text{m}$  et par une zone interdendritique délimitant la dendrite constituée d'un eutectique contenant des globules de silicium (figure I.22).

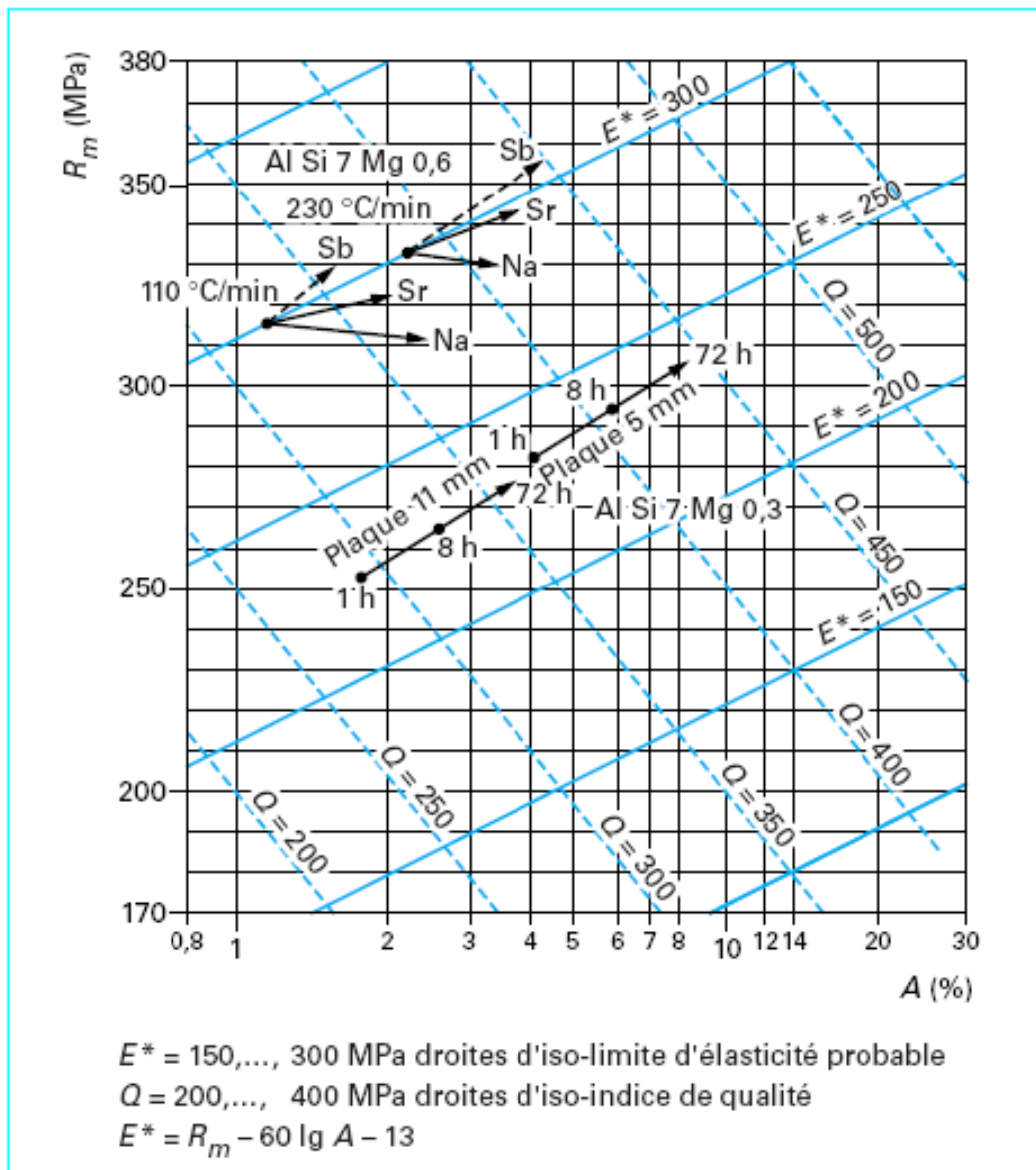


**Fig. I.22** - Structure dendritique de l'AS7G03 (Barlas B., 2004)

### I.5.2 Traitement thermique

L'alliage de cette étude se trouve dans un état trempé et revenu. Il a subi un traitement T6 pour obtenir les propriétés mécaniques voulues, ce qui a provoqué la globulisation des particules de silicium dans l'eutectique Al-Si. Le traitement T6 est le suivant :

- mise en solution qui permet d'obtenir une solution solide chargée en éléments durcissants,
- trempe à l'eau qui amène la solution solide à une température où elle est métastable (solution solide sursaturée),
- revenu qui permet d'obtenir le durcissement structural.



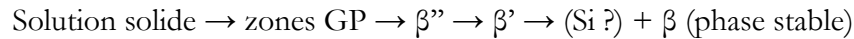
**Fig. I.23** – Influence d'éléments agissant sur la finesse de l'eutectique (Na, Sr, Sb) sur les caractéristiques mécaniques de l'alliage AlSi7Mg0,6 pour deux vitesses de refroidissement. Influence de la finesse d'un eutectique globulisé par mise en solution prolongée sur les caractéristiques de l'alliage AlSiMg0,3 (*Techniques de l'ingénieur Dossier M4675 page 9*)

Sur la figure précédente, nous pouvons voir l'influence de la finesse de l'eutectique aluminium-silicium sur les caractéristiques mécaniques des alliages AlSi7Mg0,3 et AlSi7Mg0,6 (figure I.23). Pour l'alliage AlSi7Mg0,6, on remarque l'influence bénéfique d'additions d'éléments modificateurs (Na, Sr, Sb) pour deux vitesses de refroidissement différentes. Pour l'alliage AlSi7Mg0,3, c'est l'influence bénéfique d'une globulisation du silicium par mise en solution prolongée (72 h à 540 °C) que l'on a mise en évidence dans le cas de pièces d'épaisseurs 5 et 11mm.



### I.5.3 Etat de précipitation

Le processus de coalescence peut se résumer par :



Les précipités les plus efficaces pour le durcissement structural sont les  $\beta''$ , (Gupta A.K. et al., 2001). Le traitement thermique T7 correspond à un état légèrement sur-vieilli, les précipités étant des  $\beta''$ , des  $\beta'$  et des nodules de silicium dendritiques très petits. La mise en solution permet de redistribuer une partie du silicium qui a ségrégué dans les zones interdendritiques à la solidification. Ceci est mis en évidence dans le tableau I.7.

Phase	composition chimique	cristallographie	morphologie/taille typique
Si	Si	cubique (a=0.541 nm)	plaquettes, sphéroïdes
GP	Si/Mg < 1	n.c.	sphérique/1-2 nm
$\beta''$	Mg <sub>5</sub> Si <sub>6</sub>	monoclinique C2/m (a=1.516 nm, b=0.405 nm, c=0.674 nm, $\beta=105.3^\circ$ )	aiguilles/4*4*35 nm <sup>3</sup>
$\beta'$	Mg <sub>1.7</sub> Si	hexagonal (a=0.705 nm, c=0.405 nm)	ruban/qq $\mu\text{m}$
$\beta$	Mg <sub>2</sub> Si	cfc (a=0.639 nm)	disques, sphéroïdes ou cubes/10-20 $\mu\text{m}$ de $\phi$
B'	Mg/Si = 1	hexagonal (a=1.03 nm, c=0.405 nm)	ruban/1 $\mu\text{m}$

**Tabl. I.7** - Composition chimique des phases durcissantes des alliages Al-Mg-Si (Marioara C.D. et al., 2001)

### I.5.4 Propriétés physiques et mécaniques

Les principales propriétés physiques de l'AS7G03 sont les suivantes :

- densité à 20°C : 2685 kg/m<sup>3</sup>
- conductivité thermique à 25°C : 155 W/m.K
- coefficient de dilatation thermique (entre 20 et 300°C) :  $23,5 \cdot 10^{-6} / ^\circ\text{C}$
- température de liquidus : 615°C
- température de solidus : 555°C
- module d'élasticité à 20°C : 72,4 GPa

D'après (Dubost B., Sainfort P.), dans le cas particulier des alliages de moulage du système Al-Mg-Si à fort excès en silicium, seule la part de silicium libre (hors particules eutectiques grossières) est à prendre en compte pour le durcissement structural. L'effet de l'excès de silicium a aussi été étudié par (Gupta A.K., Court S.A., 2001), son expression est la suivante :

$$E_{Si} (\%) = (wt\% Si) - \left( \frac{wt\% Mg}{1,73} + 0,25(wt\% Fe) \right)$$



Ce qui donne un excès de silicium de 6,8% pour l'AS7G03. (Gupta A.K., Court S.A., 2001) constatent que l'excès de silicium n'altère pas la séquence de précipitation, la structure et les paramètres de maille des précurseurs métastables mais favorise la formation de particules/phases qui contribuent (faiblement) au durcissement en changeant la composition et densité des  $\beta''$  et/ou  $\beta'$  et en augmentant leur fraction volumique et répartition (si wt% Si > 1). Si Mg/Si < 0.4, les précipités durcissants sont moins stables lors du vieillissement, ce qui provoque une chute des contraintes. La figure I.24 présente un abaque permettant d'estimer la limite d'élasticité et la dureté Brinell en fonction du traitement thermique et de la teneur en Mg.

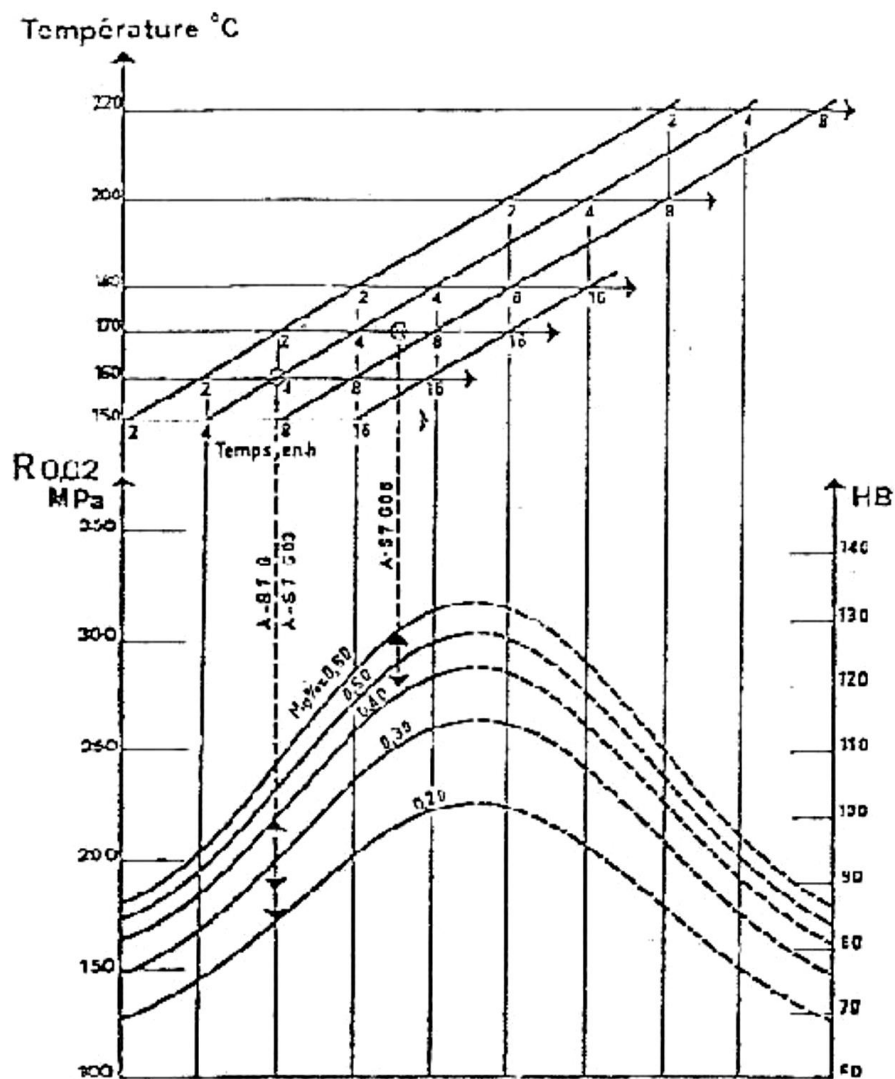


Fig. I.24 – Influence des conditions de revenu (température et temps) en fonction de la teneur en Mg sur la limite d'élasticité probable R0,02 et la dureté, (Dronzy M. et al., 1980).

## I.6 Effet de la porosité sur la durée de vie en fatigue, amorçage et propagation de fissures

### I.6.1 Mécanismes de rupture

Dans la plupart des cas, les fissures de fatigue s'amorcent sur un pore, indépendamment de la contrainte et de la déformation. La plupart des pores conduisant à un amorçage de fissure sont localisés à la surface du matériau ou juste en dessous. Le nombre de cycles provoquant l'amorçage d'une fissure dépend des conditions de chargement. Il varie généralement de 0% (amorçage quasi-immédiat) à moins de 10% de la durée de vie. Dans le cas d'un matériau exempt de pore, le stade d'initiation peut être plus long comme le montre la figure I.25. La période d'amorçage diminue quand la taille des pores augmente. Après la période d'amorçage, la chronologie de la propagation peut être divisée schématiquement en 4 étapes :

- propagation interdendritique de la fissure, alternativement dans la matrice  $\alpha$  et le long des interfaces particules de silicium/matrice, (Hoskin G.A. et al., 1988) et (Verdu C. et al., 1996),
- propagation intradendritique de la fissure, (Powell G.W., 1994),
- propagation interdendritique rapide avec endommagement des particules de silicium devant le front de fissure, (Crepeau P.N. et al., 1992) et (Plumtree A., Schafer S., 1986),
- rupture finale.

Quand la fissure est petite et encore dans le voisinage du pore, on observe parfois un ralentissement ou un arrêt de la propagation avec une fréquence spatiale de l'ordre de grandeur du SDAS (Evans W.J. et al., 1994). La figure I.26 montre le changement de mode de propagation en fonction du  $\Delta K$  et donc de la longueur de fissure si l'on reste à  $\Delta\sigma$  constant.

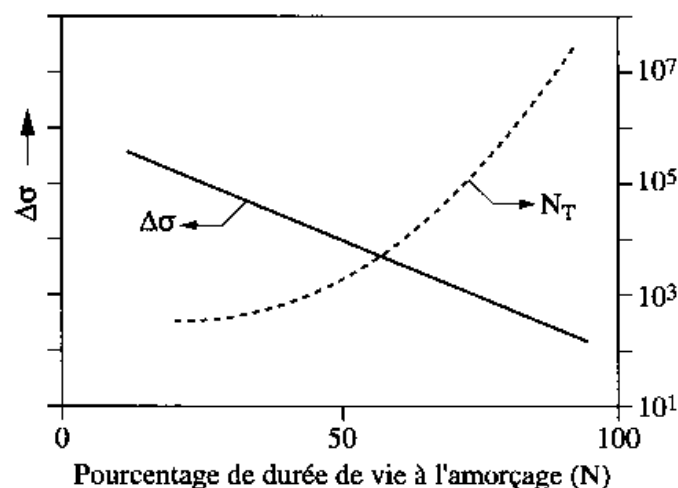
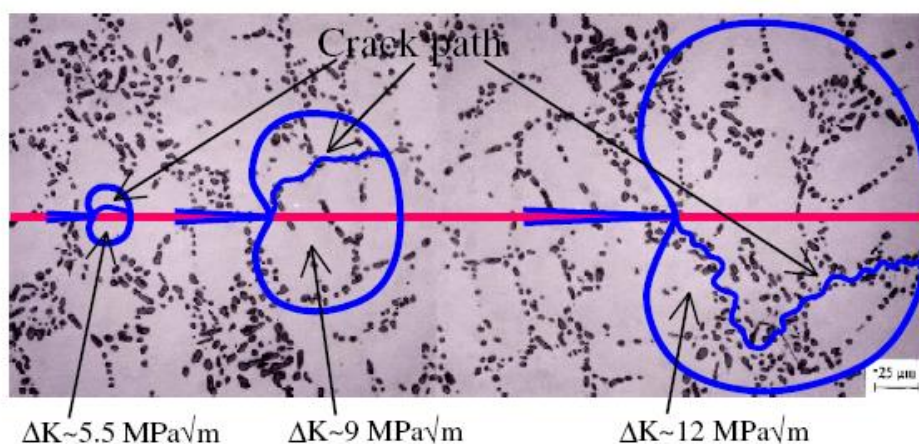


Fig. I.25 - Relation schématisée entre le pourcentage de durée de vie à l'amorçage, la contrainte appliquée et la durée de vie (Bathias C., Pineau A., 2008, p 88)

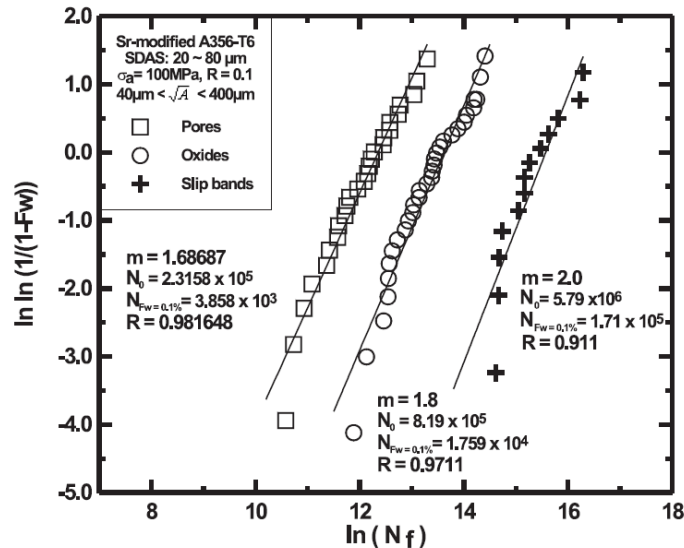


**Fig. I.26** - Taille de la zone plastique et chemin de propagation d'une fissure à l'échelle microscopique pour un alliage d'aluminium contenant 7% de Si (*Lados D.A., Apelian D., 2008*)

### I.6.2 Résultats des observations

L'influence des défauts de fonderie sur les performances en fatigue à 20°C d'un A356-T6 modifié au Sr a été étudiée par (*Wang Q.G. et al., 2001a*) et (*Wang Q.G. et al., 2001b*) en utilisant des éprouvettes cylindriques non-entaillées. Le nombre de cycles à rupture du matériau avec divers SDAS a été reporté en fonction de  $\Delta\sigma$ , de R ( $\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ ) et de la taille des pores. Des éprouvettes étalons sans pores ont été produites par HIP (520°C à 100 MPa pendant 2h) avant le traitement T6 (mise en solution 10h à 540°C, trempées, maturées 20h et revenues 6h à 170°C) légèrement sous-vieillies (le pic de dureté à 170°C est obtenu pour 8h). Les défauts de fonderie comme les pores dus à l'hydrogène et au retrait de solidification ou bien les inclusions d'oxyde sont connues pour avoir un effet catastrophique sur les durées de vie en fatigue.

Les essais de fatigue sont conduits en contrôle de charge, à 5 Hz, à 20°C, avec diverses amplitudes de contrainte (70 et 100 MPa) et rapports de charges (R=0.1, 0.2, -1). Il a été montré que les sites d'origine de la fissure provoquant la rupture sont répartis statistiquement sur la circonférence de l'éprouvette.

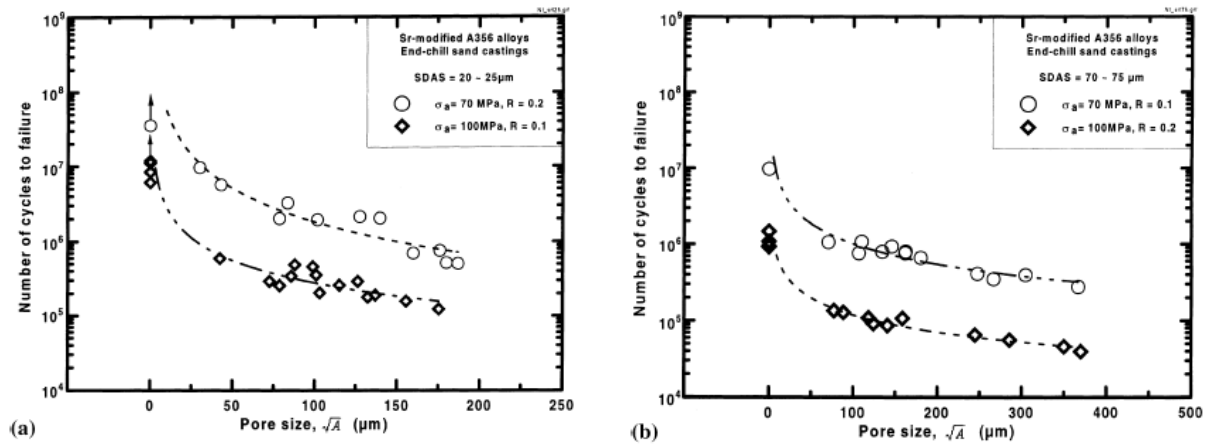


**Fig. I.27** - Courbe de Weibull à deux paramètres pour des durées de vie d'alliage A356(AS7G03) modifié au strontium et contenant différents types de défauts (*Wang Q.G. et al., 2001a*)

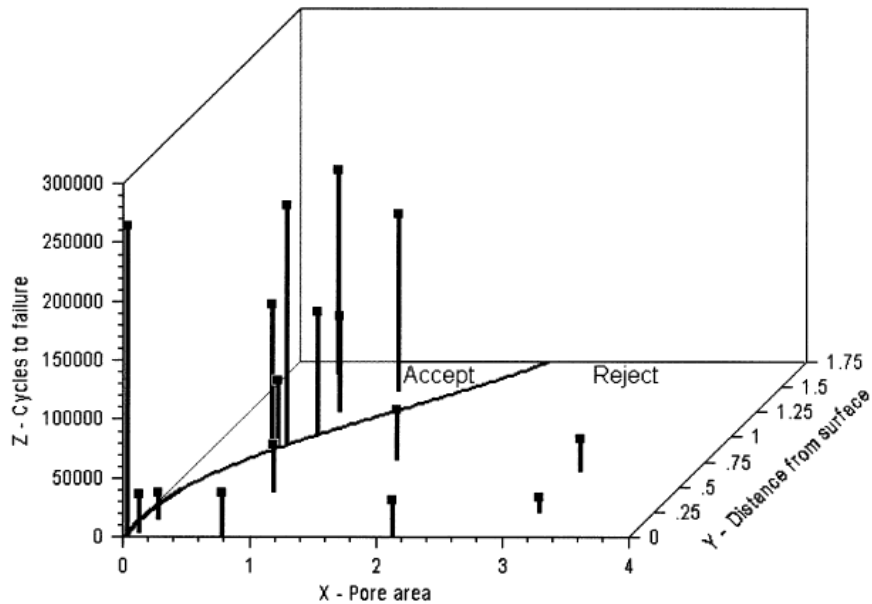
(*Wang Q.G. et al., 2001a*) se sont intéressés aux différences de durée de vie des éprouvettes en fonction de la présence ou non de défauts dans le matériau. Comme le montre la figure I.27, les pores sont les pires défauts en termes de durée de vie en fatigue. En absence de porosités, les effets des films d'oxydes deviennent prononcés. Cependant, comparés au matériau rompu à partir de porosités, les échantillons qui comportent une initiation sur les oxydes ont une durée de vie en fatigue 4 à 5 fois plus longue. L'absence de défauts a un effet très bénéfique puisque les éprouvettes qui en sont exemptes atteignent une durée de vie 25 fois supérieure que celle des échantillons comportant des porosités.

Cette étude montre aussi que la taille critique des porosités qui affectent la tenue des pièces en fatigue est d'environ  $25\mu\text{m}$ . Ainsi, sur la figure I.28, nous pouvons constater une diminution de la durée de vie pour des pores de taille supérieure. Cette mesure est la même pour un matériau ayant un SDAS de  $25\mu\text{m}$  ou de  $70\mu\text{m}$ .

D'autres auteurs, comme (*Seniv M.E. et al., 2000*), ont démontré que la taille des porosités avait une importance mais que sa distance à la surface était aussi importante. Ainsi, le graphe en figure I.29 exprime l'impact des porosités sur un alliage A356 en fonction de leur taille et de leur profondeur. Nous pouvons ainsi constater qu'une porosité d'1mm va diviser la durée de vie du matériau par 5 lorsqu'elle se trouve en surface alors qu'elle n'aura quasiment aucun impact lorsqu'elle est à plus de 1,5mm de profondeur.



**Fig. I.28** - Durée de vie d'un alliage A356-T6 modifié au strontium en fonction de la taille des pores ; a) SDAS : 20-25  $\mu\text{m}$ , b) SDAS : 70-75  $\mu\text{m}$  (*Wang Q.G. et al., 2001a*)



**Fig. I.29** - Influence de la taille et de la distance à la surface des porosités dans un AS7G03 sur la durée de vie en fatigue pour  $R = -1$  et  $\sigma = 68\text{MPa}$  (*Seniv M.E. et al., 2000*)

## I.7 Effet d'autres types de défauts sur la durée de vie en fatigue

### I.7.1 Surfaces et rugosité

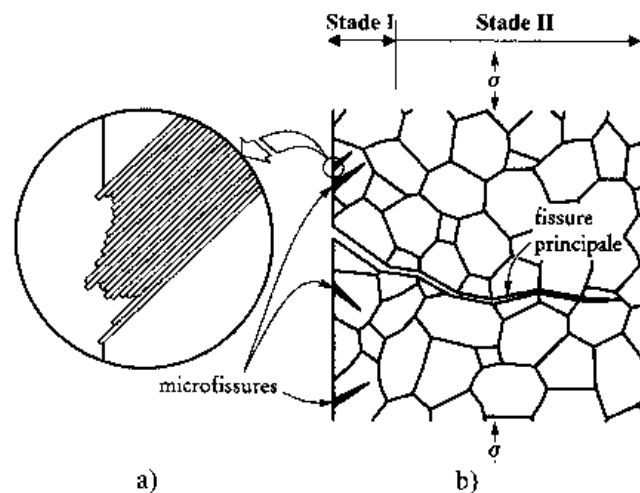
L'amorce de fissure se produit majoritairement en surface des pièces et ce pour deux raisons évidentes :

- Les contraintes sont maximales en surface, la théorie de l'élasticité nous enseigne que pour des sollicitations en flexion ou torsion, les contraintes maximales sont atteintes en surface de la pièce. De plus, même lors de sollicitation en traction, les contraintes sont généralement plus importantes en surface du fait de la rugosité et des entailles

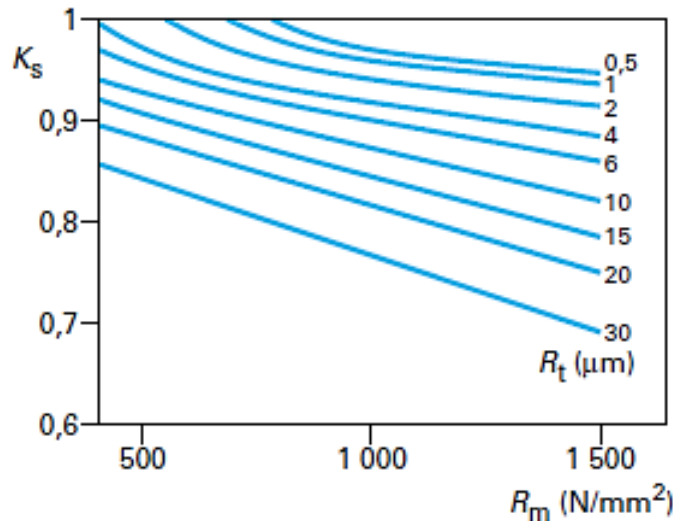
présentes qui engendrent des concentrations de contraintes.

- Aussi, la surface est la zone en contact avec le milieu extérieur et les autres pièces. C'est donc dans cette zone que la pièce va subir le plus d'influence comme la corrosion, l'usure, le grippage ou le matage.

Il est donc important de s'intéresser à cette zone lors de la conception des pièces. Les mécanismes de formation des fissures lorsque l'amorce se produit en surface sont résumés sur la figure I.30. Le déplacement des dislocations sur les plans de glissement va créer des marches en surface de l'éprouvette et entraîner au sein de la pièce des particules d'oxydes. De nombreuses microfissures vont alors se former. L'une d'elles va croître plus rapidement et donc devenir la fissure principale et décharger les autres. Cette fissure va donc continuer de se propager et la croissance des autres va être stoppée. Ce mécanisme se produit principalement sur des éprouvettes polies. Dans le cas de pièces de série, la présence de défauts en surface aura une influence prépondérante sur l'amorce de fissure. Ainsi le CETIM a déterminé l'influence de la rugosité de surface sur la tenue en fatigue des aciers (figure I.31). Nous pouvons constater que la contrainte limite d'endurance diminue lorsque la rugosité augmente. Une conclusion similaire peut sûrement s'appliquer sur les alliages d'aluminium.



**Fig. I.30** - a) Amorçage de microfissures dû à des glissements alternés et à la formation d'intrusions et d'extrusions à la surface libre (vue en coupe) ; b) Formation d'une fissure principale à partir de microfissures (Bathias C., Pineau A., 2008, p 27)



**Fig. I.31** - Evolution du facteur d'état de surface  $K_s$  en fonction de la résistance à la traction  $R_m$  et de la rugosité  $R_t$  pour les aciers avec  $K_s = \sigma_D / \sigma_{Dref}$  (*Techniques de l'ingénieur BM 5 043*)

Plusieurs études (*Nanninga N., White C., 2009*), (*Suraratchai M. et al., 2008*) ont montré que la rugosité de surface diminuait la durée de vie en fatigue des alliages d'aluminium. (*Li J.K. et al., 1992*) proposent même une expression du facteur d'intensité de contrainte ( $K_t$ ) dû à la rugosité de grenailage avec la relation suivante :

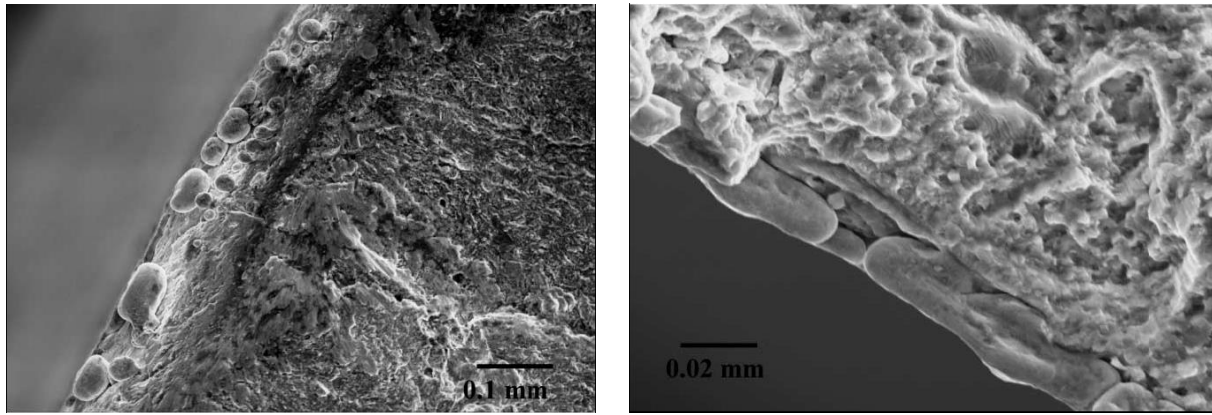
$$K_t = 1 + 4 \left( \frac{R_t}{D_p} \right)^{1,3}$$

Avec  $R_t$  qui correspond à la rugosité totale et  $D_p$  la distance moyenne entre pics.

### I.7.2 Oxydes

Les inclusions sont présentes dans les pièces de fonderie du fait de la création d'oxyde lors de la coulée, nous pouvons en voir un exemple sur la figure I.32. Leur dureté étant beaucoup plus élevée que l'aluminium, elles ne subissent quasiment aucune déformation lorsque les pièces sont contraintes. La déformation du matériau va donc être localisée dans les zones proches de l'interface oxyde matrice ce qui va engendrer une détérioration précoce et entraîner une amorce de fissure. Ces oxydes sont créés par les turbulences dans l'aluminium liquide lors de la coulée. Le fait d'utiliser un canal d'alimentation de forme cylindrique (*Dai X. et al., 2003*) ou de diminuer la hauteur de la louche (*Pawlak L.*), (*Fox S., Campbell J., 2000*) peut diminuer le nombre de ces défauts dans les alliages de fonderie. Ils peuvent aussi se former dans le four. Dans ce cas, une filtration ou la mise en place d'un film protecteur de gaz neutre peut permettre de supprimer une partie de ces inclusions.

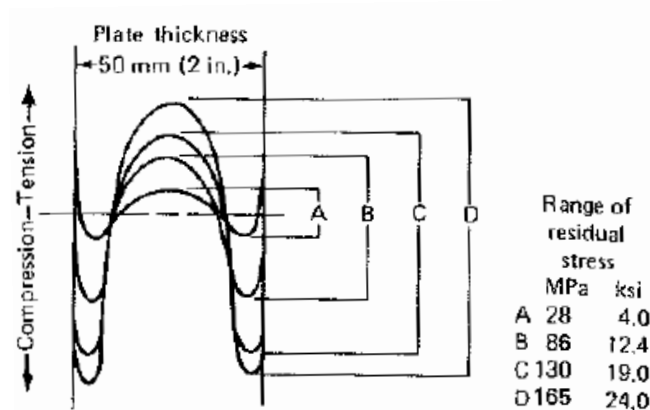




**Fig. I.32** - Oxydes en surface de l'échantillon (*Avalle M. et al., 2002*)

### I.7.3 Influence des contraintes résiduelles

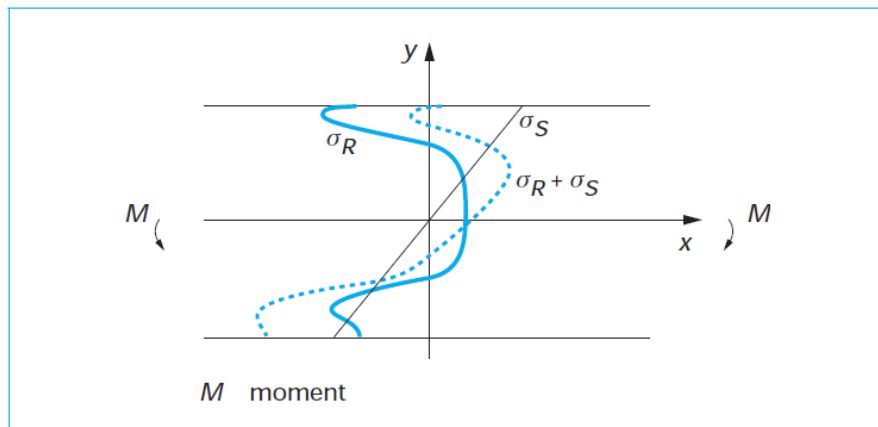
Les traitements thermiques que subissent les pièces génèrent des contraintes résiduelles qui peuvent atteindre des niveaux conséquents. En effet, lors de la trempe qui suit la mise en solution, la surface du matériau va se refroidir plus rapidement que le cœur. Ceci va donc créer une distribution de température très inhomogène dans la pièce. Du fait de la dilatation thermique, les zones de surface vont se contracter et entraîner une forte compression dans le cœur qui va se déformer plastiquement. Lorsque la température du cœur diminue à son tour celui-ci se contracte de nouveau et va comprimer les zones de surfaces. En fin de refroidissement, on aura finalement une distribution de contraintes avec des zones de surfaces en compression et un cœur en traction. Le phénomène est illustré sur la figure I.33 qui montre également différents procédés pour réduire les contraintes résiduelles dans une plaque d'aluminium.



**Fig. I.33** - Efficacité de différents procédés de trempe dans la réduction des contraintes résiduelles sur une plaque d'alliage 2024

A : refroidie à  $-195^{\circ}\text{C}$ , puis réchauffée par un jet de vapeur ; B : refroidie à  $-75^{\circ}\text{C}$ , puis réchauffé par un jet de vapeur ; C : refroidie à  $-75^{\circ}\text{C}$ , puis réchauffée dans l'eau bouillante ; D : échantillon standard, trempé et traité T6. Tous les échantillons ont été traités T6 après « uphill quenching » (*American Society for Metals, 1981*)

Ces contraintes résiduelles sont bénéfiques à la tenue en fatigue des pièces grâce au phénomène de fermeture de fissure. Ce concept de fermeture (ou contact prématuré des faces de la fissure durant le déchargement des contraintes) a été développé par Elber en 1972 et permet d'expliquer la vitesse de propagation des fissures dans de nombreux cas. Ce phénomène est nettement plus marqué en présence de fissures longues. En effet, les contraintes ressenties par le matériau sont en fait la superposition des contraintes de service et des contraintes internes comme le montre le schéma suivant.



**Fig. I.34** - Schéma de superposition des contraintes résiduelles et de tenue en service (*Techniques de l'ingénieur M 1191*)

Comme nous l'avons vu précédemment, les zones critiques pour l'amorçage et la propagation de fissure sont les surfaces de la pièce. De plus, nous savons que les contraintes qui favorisent la formation de fissures sont les contraintes de traction. Créer des contraintes résiduelles de compression en surface du matériau est donc bénéfique à la tenue en fatigue du fait de la réduction de contraintes de traction de par la loi de superposition. Cet effet a été observé par (*Lados D.A., Apelian D., 2004*), (*Lados D.A. et al., 2006*) et (*Lados D.A., Apelian D., 2008*). Ils ont notamment montré que le fait de réduire les contraintes résiduelles dans les pièces grâce à des trempe de types up-hill quenching, diminue le facteur d'intensité de contrainte critique  $\Delta K_{th}$  qui permet la propagation de fissure. Celles-ci diminuent aussi la propagation de fissure par un effet de fermeture qui réduit la contrainte ressentie par le fond de fissure.

D'autre part, (*Campbell J., 2004*) appuie cette thèse des contraintes résiduelles mais explique qu'il faut rester dans un domaine où elles ne sont pas trop importantes. En effet, les contraintes de compression en surface sont bénéfiques mais celles de tension à cœur sont au contraire défavorables. Si elles sont trop importantes, elles peuvent réduire l'allongement à

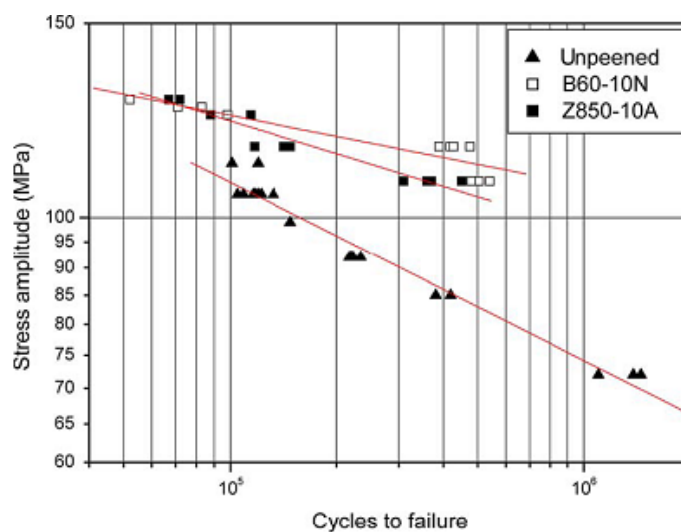
rupture du matériau. En effet, par le même principe de superposition, celui-ci étant déjà en tension, une faible contrainte supplémentaire pourrait entraîner une rupture brutale même si les ruptures à cœur ne sont pas les plus fréquentes.

Enfin, (*Van Horn K.R., 1967*) précise que les opérations d'usinage peuvent engendrer une redistribution des contraintes résiduelles et ainsi créer des contraintes de traction dans certaines zones en surface des pièces.

#### I.7.4 Influence du grenailage

Plusieurs études ont prouvé l'effet bénéfique du grenailage sur la tenue en fatigue. Ainsi, (*Benedetti M. et al., 2004*) ont montré une nette amélioration des propriétés de fatigue en flexion de plaques d'alliage 6082 traitées T5, notamment lorsque les contraintes sont faibles, cf figure I.35. Les paramètres de grenailage des deux traitements sont présentés sur le tableau I.8. Une des principales explications de ce phénomène est la création de contraintes résiduelles de compression en surface des échantillons induites par la déformation plastique due au grenailage, figure I.36. Comme expliqué précédemment, ces contraintes diminuent les efforts de traction observés par les surfaces de l'échantillon. Les différents comportements observés ne peuvent pas seulement s'expliquer par les contraintes résiduelles et l'écroutissage en surface joue aussi un rôle important dans l'initiation et la propagation des microfissures, surtout pour les matériaux à faible limite d'élasticité, comme on peut le voir sur la figure I.37.

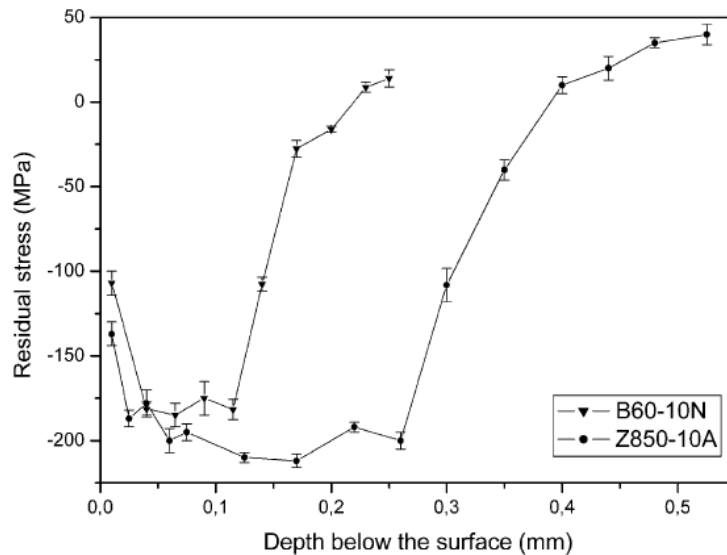
La rugosité de surface créée engendre cependant une concentration de contrainte néfaste à la tenue en fatigue (*Li J.K. et al., 1992*).



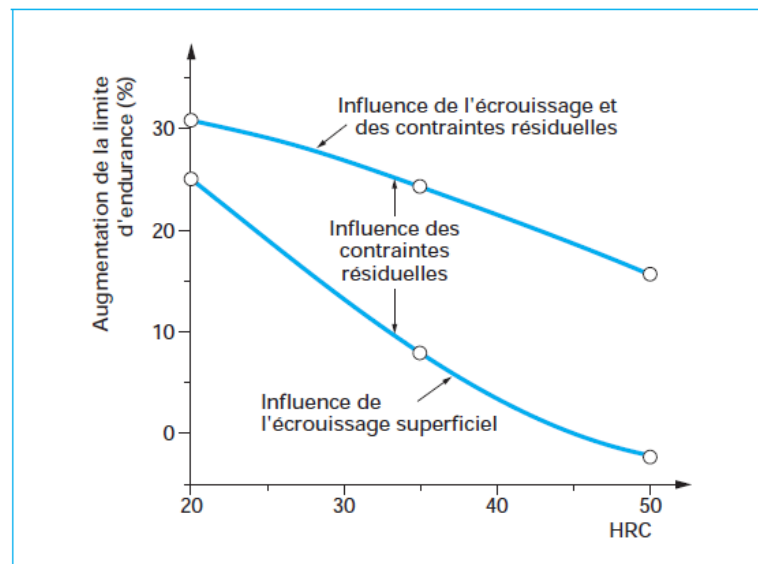
**Fig. I.35** - Courbes de fatigue en flexion de plaques d'alliage 6082 non grenillée et grenillée avec deux traitements différents (*Benedetti M. et al., 2004*)

Shot type	Shot size	Shot hardness	Peening intensity	Angle of impingement	Coverage
Z 850 (ceramic)	0.9 mm	>1000 HV	Almen 10 A	90°	100%
B 60 (glass)	0.15 mm	>1000 HV	Almen 10 N		

**Tabl. I.8** - Paramètres de grenailage des deux traitements (*Benedetti M. et al., 2004*)



**Fig. I.36** - Profil de contraintes résiduelles pour les deux conditions de grenailage (*Benedetti M. et al., 2004*)



**Fig. I.37** - Effet de la résistance du métal de base sur l'augmentation de la tenue en fatigue après un traitement de grenailage, séparation de l'effet d'érouissage et de l'effet de contraintes résiduelles (*Techniques de l'ingénieur M 1191*)

## I.8 Influence de la microstructure

La microstructure d'un matériau influence grandement ses propriétés mécaniques, il est donc normal qu'elle est un rôle majeur dans la tenue en fatigue des pièces. Des paramètres comme la taille de grains, le SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing), la taille, la forme et la distribution des précipités ont fait l'objet de nombreuses études qui en démontrent l'influence. De ce fait, la composition et les traitements thermiques subis par le matériau sont donc à prendre en compte.

L'effet de la microstructure d'un alliage sur la tenue en fatigue est principalement relié à la MCD (Microstructural Characteristic Dimension) qui représente la distance entre chaque déflexion de la fissure. Cette grandeur dépend de l'alliage utilisé. Elle correspond à la taille de grains pour des alliages d'aluminium faiblement alliés ou au SDAS pour des alliages à plus haute teneur en silicium. En effet, les eutectiques riches en particules de silicium permettent de modifier la direction de propagation de la fissure.

L'effet de la taille de grains sera donc prédominant sur la tenue en fatigue dans certains cas alors que son influence est réduite pour des alliages de coulée.

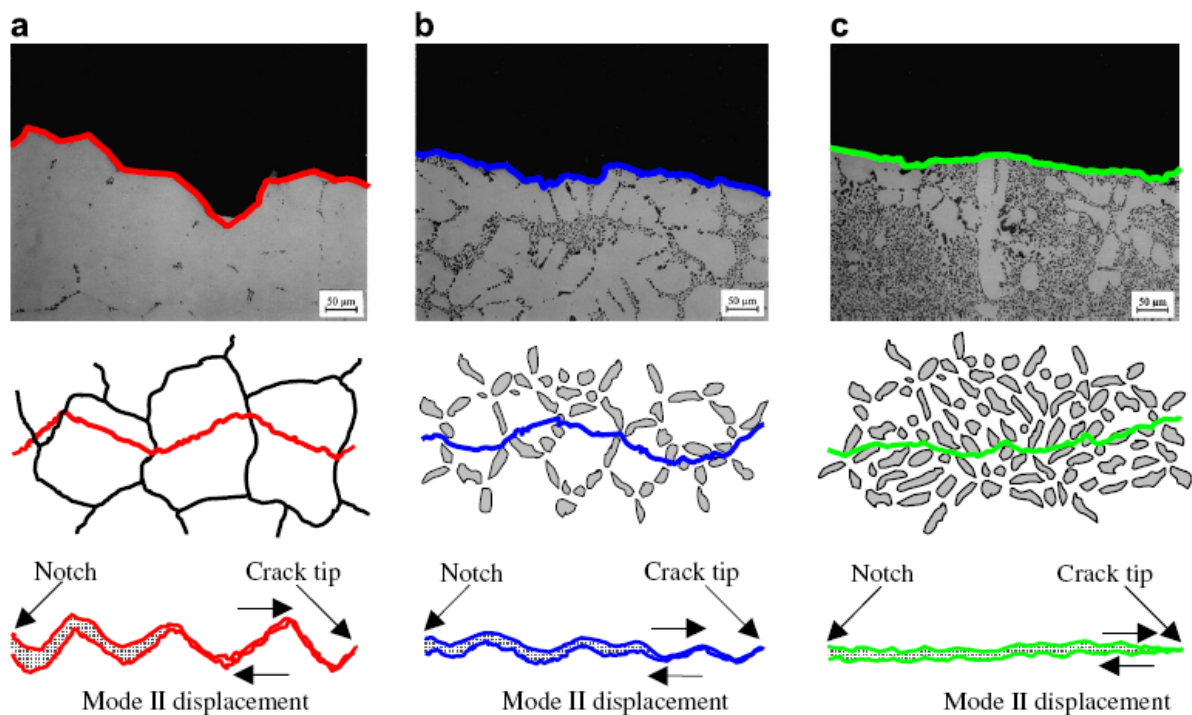
### I.8.1 Effet de la taille de grains

Comme vu précédemment, la taille de grain a une influence beaucoup plus importante pour les alliages qui contiennent peu d'eutectiques. Lorsqu'une fissure change de grains, les plans de glissement des dislocations sont différents et la fissure change donc de direction, comme nous pouvons l'observer sur la figure I.38. Au contraire, dans les alliages de fonderie, son effet est limité et (*Lados D.A., Apelian D., 2008*) n'ont observé aucun effet sur des alliages contenant 7% et 13% de silicium pour des tailles de grains allant de 100 à 1000  $\mu\text{m}$ . Le fait de diminuer la taille des grains permet cependant de disperser plus finement les porosités et les phases secondaires et améliore l'état de surface.

### I.8.2 Effet de la teneur en silicium

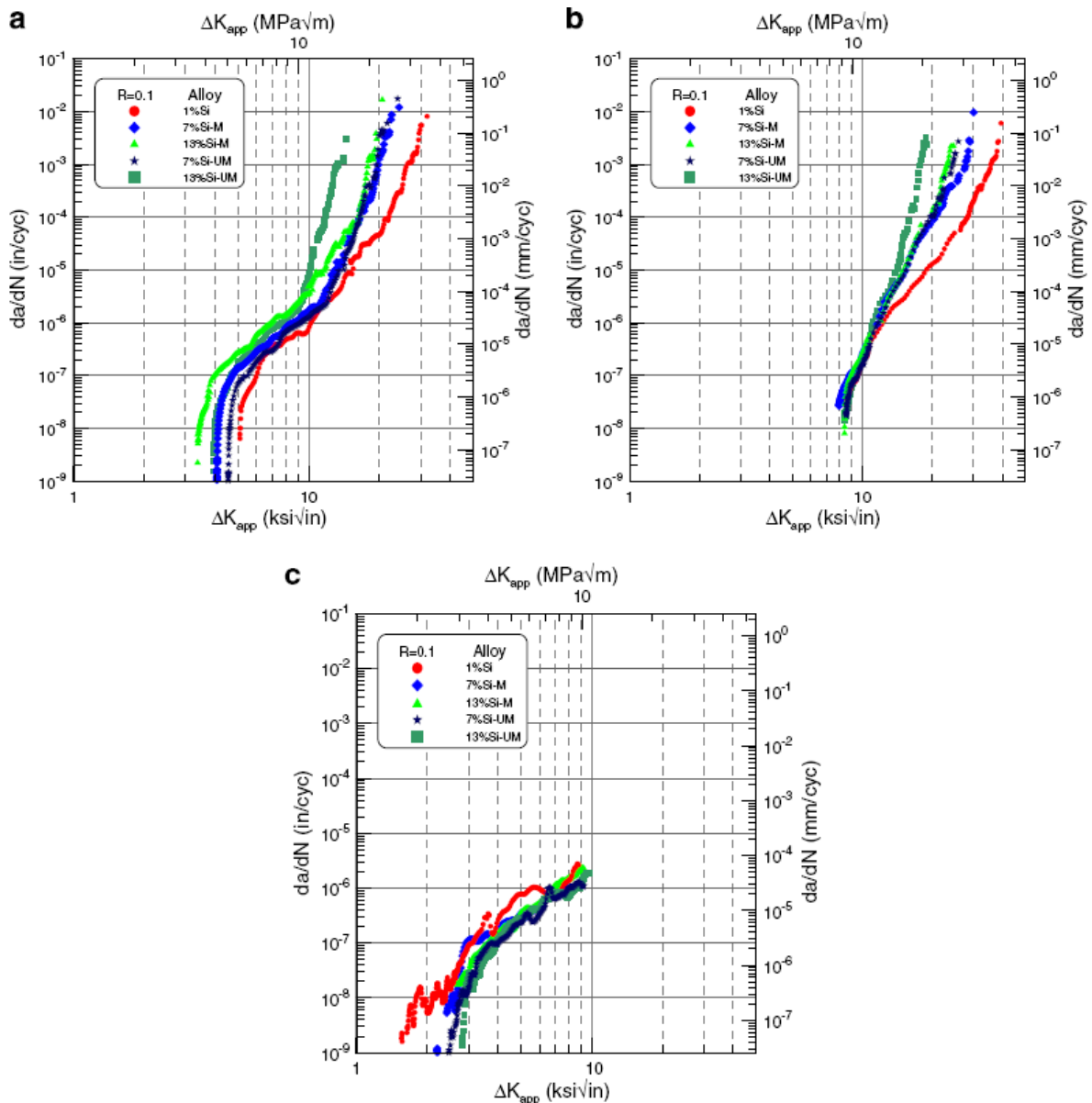
La teneur en silicium d'un alliage joue un rôle important dans le comportement de la propagation de fissure de fatigue. Il contrôle le nombre et la distribution des particules de silicium qui sont plus fragiles et plus dures que la matrice et donc créent des chemins pour la propagation de la fissure. Ainsi (*Lados D.A., Apelian D., 2004*), (*Lados D.A. et al., 2006*) et (*Lados D.A., Apelian D., 2008*), montrent que le fait d'augmenter la teneur en silicium dans un alliage de fonderie Al-Si-Mg a pour effet de diminuer le facteur d'intensité de contrainte critique qui permet la propagation

de la fissure et d'augmenter la vitesse d'avance de la fissure. Cet effet peut être observé sur la figure I.39. Les auteurs expliquent que la rugosité des surfaces de la fissure a une grande influence puisqu'elle engendre un phénomène de fermeture. Lors du chargement en compression d'une pièce fissurée, un contact prématuré des parois de la fissure va avoir lieu si elles ne sont pas parfaitement lisses. Le fond de fissure va donc ressentir une contrainte amoindrie et sera moins endommagé, retardant ainsi la propagation. La plus grande rugosité des parois de la fissure dans l'alliage à 1% de silicium, comme l'expose la figure I.38 (a) explique donc en partie la propagation de fissure plus lente dans ce matériau.



**Fig. I.38** - Chemin de propagation de fissure pour trois alliages Al-Mg-Si à  $\Delta K$  similaire : (a) 1%Si ; (b) 7%Si ; (c) 13% Si (*Lados D.A., Apelian D., 2008*)



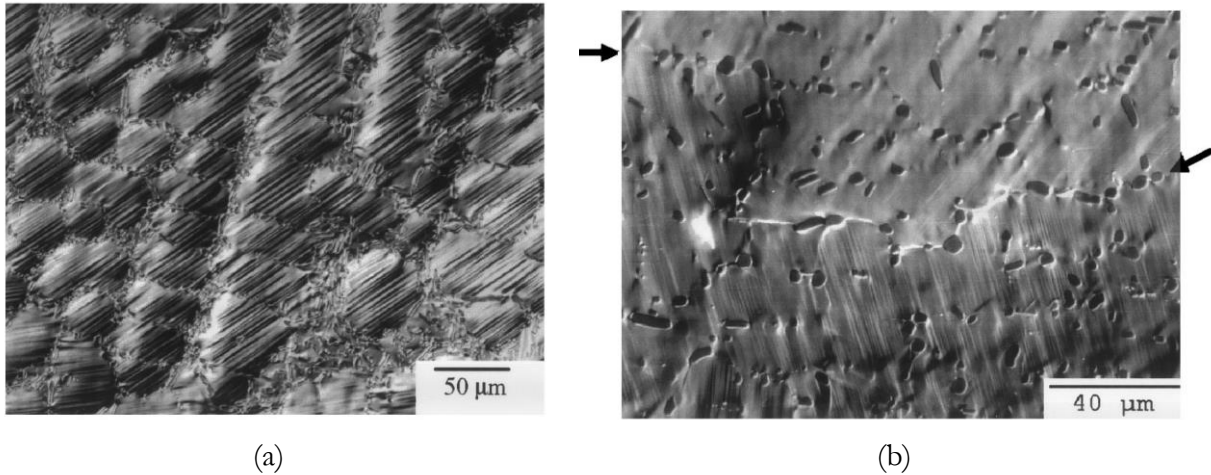


**Fig. I.39** - Comportement de propagation de fissures de fatigue d'alliage de fonderie Al-Mg-Si à 1%,7% et 13% de Si : (a) Fissures longues – contraintes résiduelles faibles ; (b) Fissures longues – contraintes résiduelles hautes ; (c) Fissures courtes (*Lados D.A., Apelian D., 2008*)

### I.8.3 Influence du SDAS sur la durée de vie en fatigue

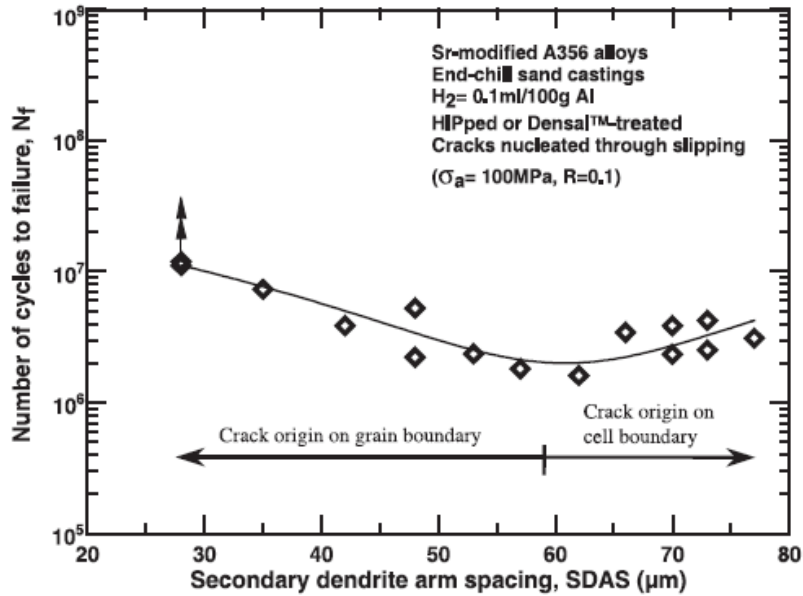
De nombreuses études ont démontré, l'influence du SDAS sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium de fonderie. Un faible SDAS permet en effet d'augmenter l'allongement à rupture et la résistance mécanique des pièces. D'après l'étude de (*Wang Q.G., Caveres C.H., 1998*), ceci peut s'expliquer par le blocage plus ou moins efficace des dislocations par les particules de silicium qui constituent les parois des cellules dendritiques. En effet, comme le montre la figure I.40(b) lorsque le SDAS est faible les parois interdendritiques sont fines et comportent peu de précipités. Lors de sollicitations, une partie des dislocations va être bloquée

par ces parois mais la majorité pourra les traverser. En revanche, pour un SDAS plus important les parois ont une plus grande densité de précipités qui empêche le passage de la totalité des dislocations. Cette accumulation va créer d'importantes déformations locales qui vont endommager le matériau autour des précipités et créer des microfissures, cf figure I.40(b).



**Fig. I.40** - Micrographies de contraste de Nomarski dans un AS7G03 non modifié montrant les interactions des bandes de glissements : (a) avec les parois interdendritiques pour un grand SDAS (56  $\mu\text{m}$ ) pour une déformation de 1% et (b) avec le joint de grain (identifié par les flèches) pour un faible SDAS (17  $\mu\text{m}$ ) pour une déformation de 2,3% (*Wang Q.G., Caceres C.H., 1998*)

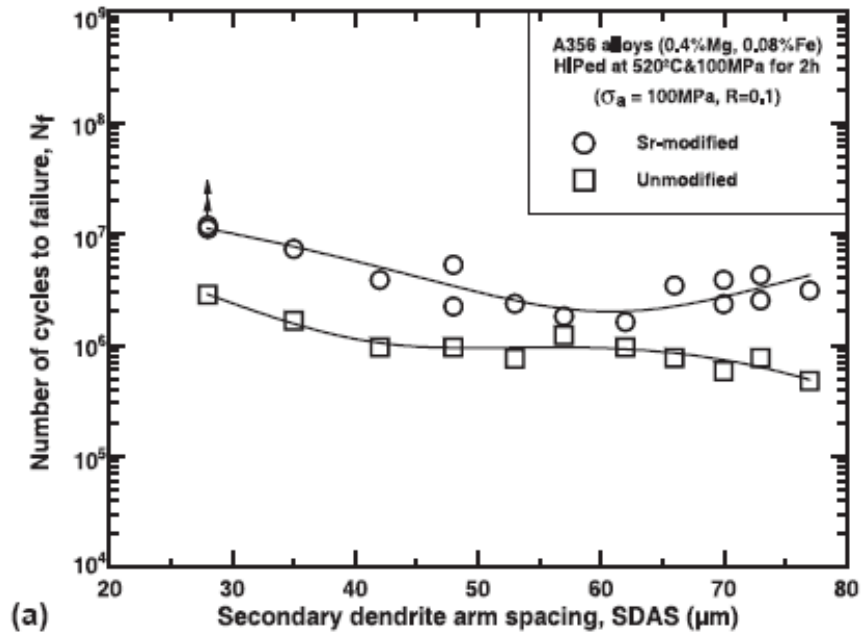
Le même phénomène se produit en fatigue, ainsi (*Wang Q.G. et al., 2001b*) ont montré que les microfissures lors d'essais de fatigue avaient pour origine les joints de grains pour des SDAS inférieurs à 60 $\mu\text{m}$  et les parois des cellules dendritiques pour des SDAS supérieurs. Les amorces de fissures indiquent les zones de déformations locales dans le matériau. Cette observation montre donc que le blocage efficace des dislocations par les parois dendritiques apparaît pour des SDAS supérieurs à 60 $\mu\text{m}$  dans l'AS7G03 (A356).



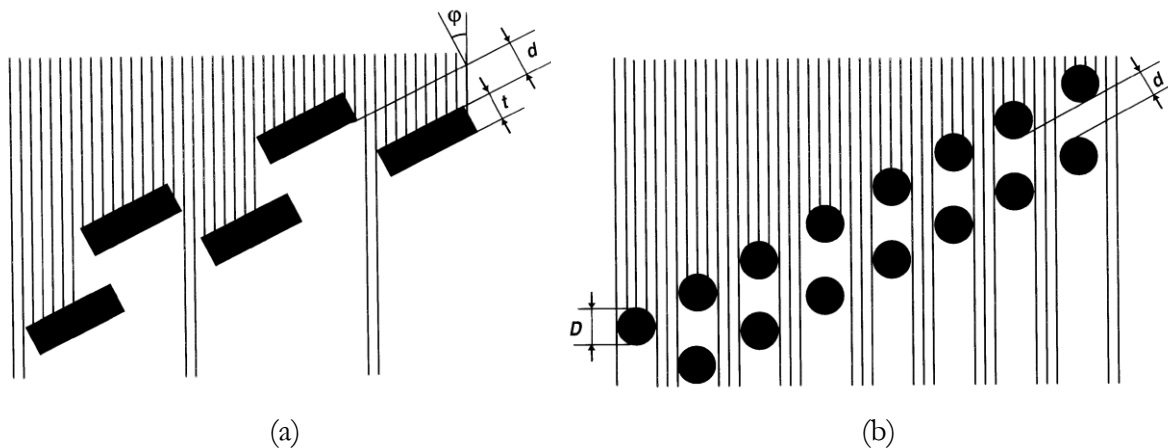
**Fig. I.41** - Illustration de l'origine des microfissures sur une plage de SDAS dans un alliage A356-T6 modifié au strontium (*Wang Q.G. et al., 2001b*)

#### I.8.4 Influence de la modification au strontium

(*Wang Q.G. et al., 2001b*) se sont aussi intéressés à l'effet de la modification de l'A356 (A356) sur la tenue en fatigue. Celle-ci a un impact bénéfique comme le montre la figure I.42 puisque la durée de vie est environ 2 fois supérieure pour l'alliage modifié. Ceci s'explique par une déformation locale plus importante dans l'alliage non modifié. En effet, comme le montre la figure I.43, les particules de silicium bloquent plus efficacement les dislocations dans l'alliage non modifié. La principale différence entre les deux matériaux est observable pour des SDAS supérieurs à 60 μm. Dans les deux cas, l'amorce de fissures se produit sur les parois interdendritiques. Augmenter le SDAS, diminue la quantité de parois et donc les zones d'amorce. C'est pour cela que la durée de vie augmente avec le SDAS pour l'alliage modifié sur cette plage. Cependant, pour avoir un SDAS plus grand il faut diminuer la vitesse de solidification de l'alliage. Ceci entraîne une augmentation de la taille des particules de silicium dans l'alliage non modifié car elles ont un temps plus important pour croître lors de la solidification. Les précipités étant plus gros le facteur d'intensité de contrainte à leur voisinage sera plus grand et donc l'endommagement plus important. La durée de vie sera par conséquent plus faible.



**Fig. I.42** - Nombre de cycles à rupture d'un alliage A356 modifié et non modifié au strontium en fonction du SDAS pour  $\Delta\sigma=100\text{MPa}$  et  $R=0,1$  (*Wang Q.G. et al., 2001b*)

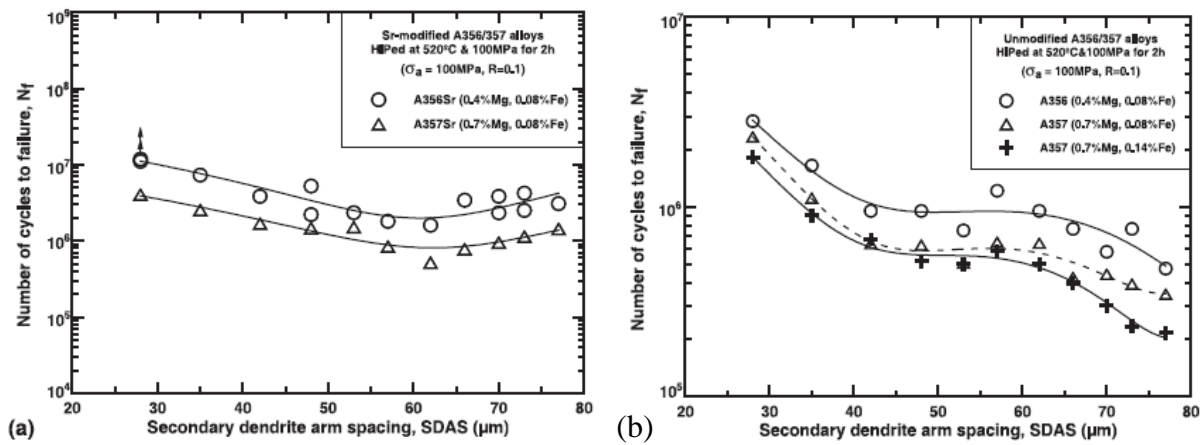


**Fig. I.43** - Représentation schématique d'une paroi interdendritique formée de particules de silicium de forme : (a) plate (alliage non modifié) ou (b) de sphère (alliage modifié au strontium). Les lignes verticales représentent les plans de glissement qui forment un angle  $\phi$  avec la normal au plan de la paroi (*Wang Q.G., Caceres C.H., 1998*)

### I.8.5 Influence du taux de Mg et Fe

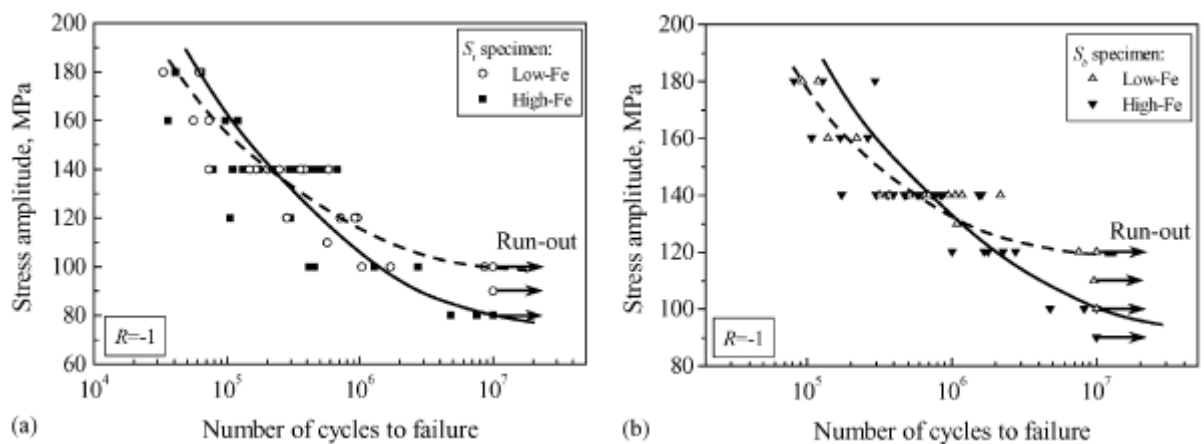
Lors de la même étude (*Wang Q.G. et al., 2001b*), les auteurs ont remarqué une détérioration des propriétés mécaniques en fatigue de l'alliage A356 par l'ajout de Mg et de Fe. Jusqu'à un certain seuil le magnésium est sous forme de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ou en solution dans la matrice d'aluminium. Cependant, faire passer le taux de magnésium de 0,4 à 0,7% va augmenter le nombre de composés intermétalliques contenant du fer. Ces précipités étant préjudiciables, il est

donc normal de retrouver des propriétés amoindries par l'ajout de ces deux constituants. Cette détérioration sera plus marquée dans les alliages non modifiés.



**Fig. I.44** - Nombre de cycles à rupture d'un alliage A356 et A357 modifié (a) et non modifié (b) au strontium en fonction du SDAS pour  $\Delta\sigma=100\text{MPa}$  et  $R=0,1$  (Wang Q.G. et al., 2001b)

(Yi J.Z. et al., 2004) ont étudié l'effet de la teneur en fer en la faisant passer de 0,06% à 0,57% dans un alliage A356-T6. Les résultats sont présentés sur la figure I.45. Pour deux SDAS différents, nous pouvons voir que l'ajout de fer diminue la tenue en fatigue à grand nombre de cycles ( $>10^6$ ), il n'a pas d'effet pour un nombre de cycle intermédiaire ( $>10^5$  et  $<10^6$ ) et il améliore légèrement les propriétés en fatigue à faible nombre de cycles ( $<10^5$ ). Il a été observé que la présence de particules contenant du fer favorise la formation des microfissures. Elles permettent cependant de retarder la propagation des fissures courtes lorsqu'elles se trouvent sur leur passage, ce qui explique la légère amélioration des propriétés à faible nombre de cycles.



**Fig. I.45** - Courbes de la contrainte en fonction du nombre de cycles pour un A356 à haut et bas fer avec un faible SDAS (19-27 $\mu\text{m}$ ) (a) et un plus grand (43-52 $\mu\text{m}$ ) (b) (Yi J.Z. et al., 2004)

## I.9 Bilan

Cette étude bibliographique montre un grand nombre d'études sur le sujet de la fatigue des alliages d'aluminium. Le nombre de paramètres influents sur la durée de vie en fatigue des pièces est assez important. Aussi, il faudra prendre les plus grandes précautions dans l'exploitation de nos résultats pour faire varier uniquement le paramètre étudié. Les effets des déformations dans l'alliage seront particulièrement intéressants du fait d'un nombre de publications assez restreint sur le sujet dans un alliage de fonderie comme l'AS7G03.