

Universidade de São Paulo  
Departamento Engenharia Metalúrgica e de Materiais  
PMT-594 - TRABALHO DE FORMATURA II

---

# CARACTERIZAÇÃO DAS FASES RICAS EM FERRO NAS LIGAS Al-Si

DEDALUS - Acervo - EPMT



31800004110

Erick Mohr  
orientador: Cláudio Luiz Mariotto  
co-orientador: Ricardo Fuoco

---

dezembro - 1995

## SUMÁRIO

1 - INTRODUÇÃO-----	1
2 - FASES RICAS EM FERRO-----	3
2.1 - Morfologia-----	3
2.2 - Efeito nas Propriedades Mecânicas-----	4
2.3 - Formação de Lama (“Sludge”)-----	6
3 - NEUTRALIZAÇÃO DO EFEITO DO FERRO-----	8
3.1 - Adição de Manganês-----	8
3.2 - Adição de Cromo-----	10
3.3 - Adição de Molibdênio-----	10
3.4 - Velocidade de Resfriamento-----	11
3.5 - Superaquecimento do Banho-----	14
4 - EFEITO DA RELAÇÃO Fe/Mn NA MORFOLOGIA DAS FASES RICAS EM Fe-----	16
4.1 - Seqüência de Solidificação-----	16
4.2 - Efeito da Relação Fe/Mn na Seqüência de Solidificação-----	24
5 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL-----	27
6 - RESULTADOS-----	28
6.1 - Agulhas Primárias-----	28
6.2 - Agulhas Secundárias-----	31
6.3 - Escrita Chinesa-----	32
6.4 - Dendrítico-----	34
6.5 - Massivo-----	36
6.6 - Hexagonal-----	39
7 - DISCUSSÃO-----	41
BIBLIOGRAFIA-----	42

## RESUMO

A caracterização das fases ricas em Fe nas ligas Al-Si foi feita por meio de microscopia óptica e eletrônica.

Dentre as seis fases observadas (agulhas primárias, agulhas secundárias, escrita chinesa, dendrítica, massivo e hexagonal), a fase  $\text{Al}_5\text{FeSi}$  (morfologia de agulhas, denominada fase Fe- $\beta$ ) é a mais prejudicial às propriedades mecânicas.

A eliminação do ferro nas ligas de alumínio é extremamente difícil, portanto deve-se alterar a morfologia da fase Fe- $\beta$  para outras menos prejudiciais. Os procedimentos mais utilizados para este fim são: superaquecimento do banho, velocidade de resfriamento adequada e adição de manganês. A adição de manganês parece ser o método mais efetivo.

## 1-INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio são bastante utilizadas em peças fundidas devido à combinação de boas propriedades mecânicas, baixo peso específico, resistência à corrosão e boa fundibilidade, sendo empregadas em muitos produtos na indústria automotiva e de eletrodomésticos. Alguns exemplos são cabeçotes de motores e rodas automotivas.

A impureza mais deletéria em ligas de alumínio é o ferro. A contaminação com ferro é proveniente de várias fontes, tais como lingotes primários, ferramentas utilizadas no manuseio da liga, sucata e materiais reciclados<sup>(1,2)</sup>.

Nas ligas Al-Si, o ferro constitui fases intermetálicas, sendo as mais importantes a fase  $\alpha$  ( $Al_{15}Fe_3Si_2$ ) e  $\beta$  ( $Al_5FeSi$ ). Em um plano metalográfico, a fase  $\alpha$  aparece sob forma de escrita chinesa e a fase  $\beta$  sob forma de agulhas. A forma tri-dimensional da fase  $\beta$  é lamelar (plaquetas finas)<sup>(3)</sup>.

O efeito prejudicial do ferro deve-se principalmente à formação da fase  $\beta$ . A obtenção desta fase está relacionada a vários fatores, como velocidade de resfriamento e adição de elementos de liga, que serão discutidos neste artigo.

A resistência à fadiga é uma das propriedades mecânicas mais afetadas devido à presença das fases contendo ferro. Dessa forma, peças de grande responsabilidade mecânica tem especificação de teor de ferro máximo compreendido entre 0,1% e 0,2%. Para peças fundidas em coquilha, que não tenham a resistência à fadiga como principal requisito, o teor de ferro máximo pode chegar a 0,5%. Componentes fundidos sob pressão podem ter este limite estendido até 1,2%. Estes limites são elevados para evitar a “soldagem” ou colamento da peça no molde. Isto ocorre pois a solubilidade do ferro no alumínio líquido é muito elevada, causando a erosão do molde pelo alumínio durante o vazamento e solidificação, podendo ainda ocorrer o colamento da peça no molde. Este fenômeno também causa um desgaste excessivo dos moldes metálicos, diminuindo sua vida útil<sup>(4,5)</sup>.

A eliminação do efeito prejudicial do ferro pode ser feita de várias formas. Geralmente, altas velocidades de resfriamento e adição de elementos de liga, como o Mn, Cr e Mo são citados como meios de “neutralizar” o efeito do ferro.

Estes procedimentos são utilizados visando alterar a morfologia da fase  $\beta$ , transformando-a em fases na forma de escrita chinesa (fase  $\alpha$ ) ou massiva. Estas fases tem menor efeito prejudicial nas propriedades mecânicas da liga, pelo seu menor efeito de entalhe (com menor concentração de tensão).

Este estudo tem como objetivo caracterizar as fases ricas em ferro que ocorrem nas ligas Al-Si.

## 2-FASES RICAS EM FERRO NAS LIGAS Al-Si.

### 2.1-MORFOLOGIA

A solubilidade do ferro no alumínio líquido é alta, levando à dissolução de materiais ferrosos que entram em contacto com a liga. Por este motivo, geralmente as ferramentas de aço utilizadas no manuseio do banho de alumínio devem ser revestidas de material refratário; em caso contrário observa-se o desgaste de tais ferramentas.

Pode-se minimizar o desgaste de moldes e ferramentas aumentando-se o teor de ferro na liga<sup>(3)</sup>.

A solubilidade do ferro no alumínio puro sólido é bastante baixa, somente 0,05% a 660°C<sup>(6)</sup>. Dessa forma, durante a solidificação dessas ligas há precipitação de fases ricas em ferro. Estas fases não podem ser dissolvidas no estado sólido por meio de tratamentos térmicos.

As fases intermetálicas ricas em ferro tem composição e morfologia variável, sendo as principais:

a) lamelar (ou agulhas no plano de corte), com composição estequiométrica  $Al_5FeSi$ , designada fase  $\beta$ . As partículas com morfologia lamelar são as mais prejudiciais para as propriedades mecânicas.

b) escrita chinesa, com composição  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ , conhecida como fase  $\alpha$ . Esta fase tem menor efeito prejudicial em relação à fase  $\beta$ .

c) massivo, sem morfologia definida, geralmente com estequiometria  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ .

d) poligonal, apresentando-se normalmente como glóbulos hexagonais, sendo comum com teores elevados de ferro (acima de 0,8%). Estas partículas são conhecidas como “sludge” ou lama, normalmente ocorrendo em fornos de espera devido à manutenção do metal líquido em baixas temperaturas<sup>(7)</sup>. Estas partículas dificultam a usinagem de componentes fundidos. Quando banhos

contendo tais partículas resfriam lentamente, as partículas de “sludge” parecem assumir a morfologia de agulhas como da fase Fe- $\beta$ .

## 2.2 EFEITO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

De acordo com Bonsack *apud* Couture<sup>(8)</sup>, qualquer porcentagem de ferro entre 0,5 e 0,8% aumentará a resistência e dureza, porém haverá uma queda na ductilidade. Acima de 0,8% a resistência e alongamento caem rapidamente.

Os dados da tabela 1 mostram a influência do ferro nas propriedades mecânicas<sup>(8)</sup>. Pode-se observar que aumentando-se o teor de ferro de 0,5 para 1,2%, em uma liga Al-13%Si, ocorre uma queda considerável no alongamento e limite de ruptura. No entanto, um aumento de 0,17% para 0,60%Fe numa liga Al-7%Si-Mg não causa mudança no limite de ruptura, mas o alongamento é sensivelmente diminuído. O mesmo fenômeno é observado em uma liga Al-4%Si-Mg.

tabela 1: influência do ferro nas propriedades mecânicas  
de ligas Al-Si.

liga	Fe (%)	limite de ruptura (MPa)	alongamento (%)	molde
Al-13%Si	0.50	185	12.3	areia
	1.20	125	0.4	
Al-7%Si-Mg	0.17	345	7.0	coquilha
	0.60	345	3.0	
Al-4Si-Mg	0.35	332	6.5	coquilha
	0.70	327	4.0	

Wei<sup>(9)</sup> estudou as propriedades mecânicas em rodas automotivas de alumínio, utilizando duas ligas com diferentes teores de ferro, como mostram as tabelas 2 e 3.

tabela 2: composição química das ligas utilizadas para avaliação da influência do teor de ferro nas propriedades mecânicas.

liga	molde	Si(%)	Fe(%)	Mg(%)	Ti(%)
A	permanente	11.01	0.19	0.36	0.17
B	permanente	10.86	0.31	0.49	0.15

tabela 3: propriedades mecânicas das ligas A e B.

liga	limite de ruptura (MPa)	limite de escoamento (MPa)	alongamento (%)
A	276	228	3.4
B	209	156	2.8

Os resultados de ensaios mecânicos da tabela 3 permitem concluir que há uma considerável queda nas propriedades mecânicas, com o aumento do teor de ferro.

Crepeau<sup>(3)</sup> relata que apesar do ferro reduzir a resistência à temperatura ambiente de pistões feitos de liga Al-Si, ele aumenta a resistência à temperaturas elevadas. A hipótese levantada por Crepeau para explicar o fenômeno é relacionada à insolubilidade das partículas ricas em ferro, que mantém sua forma a altas temperaturas, conferindo a resistência à liga.

Em alguns casos a formação de fase Fe- $\beta$  ocorre no final da solidificação, normalmente nos espaços intercelulares formando um alinhamento de agulhas, como pode ser visto na figura 1, diminuindo sensivelmente a resistência à fadiga.

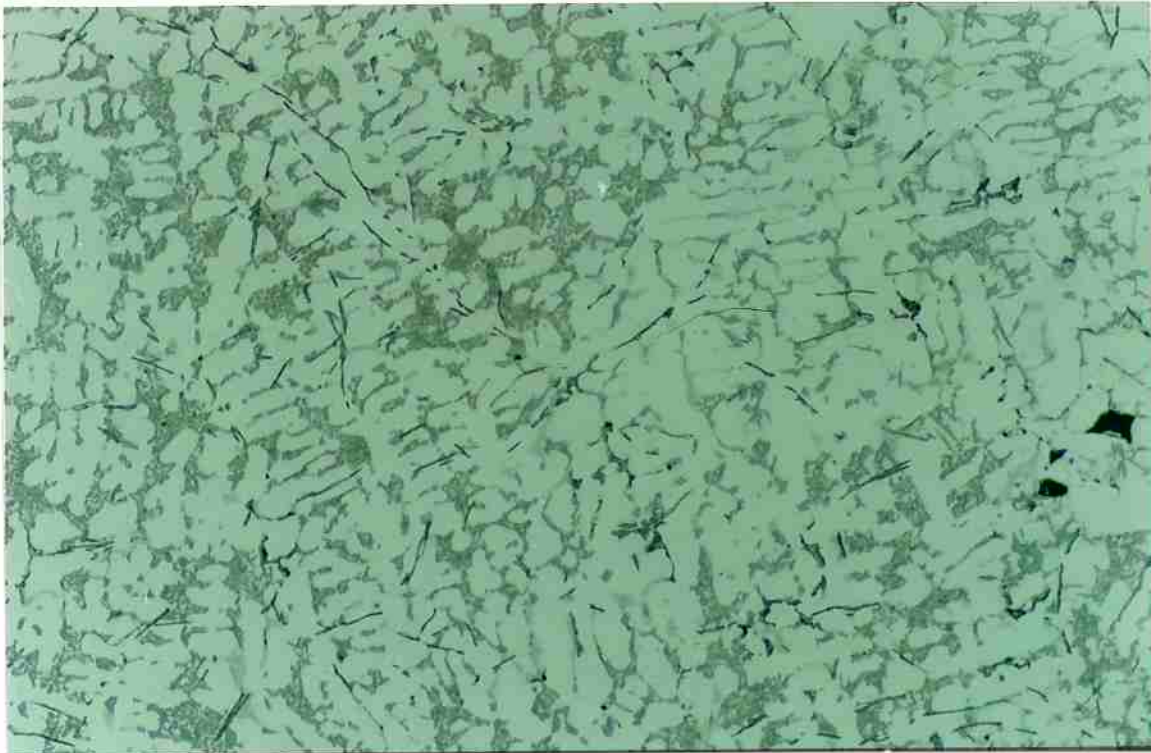


fig. 1: micrografia de liga Al-Si, mostrando o alinhamento de agulhas no canto inferior esquerdo.

### 2.3 FORMAÇÃO DE LAMA (“SLUDGE”)

Segregação gravimétrica ou “sludge” é o fenômeno onde há formação de fases intermetálicas no banho de metal líquido, ocorrendo principalmente em fornos de espera. Os principais fatores que provocam o sludge são baixas temperaturas de manutenção do banho e composições com altos teores de ferro, manganês e cromo. A fase que precipita e acumula no fundo do forno é uma fase intermetálica  $\text{Al}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr})\text{Si}$  <sup>(10,11)</sup>.

A formação das fases primárias pode ser prevista por um diagrama de sedimentação como função da composição química (teores de Fe, Mn e Cr) e da temperatura de manutenção do forno de espera, como pode ser observado na figura 2.

Quando as partículas de sludge assumem morfologia lamelar o metal líquido pode apresentar dificuldades de alimentação da peça, devido à interferência no escoamento do metal nos canais entre a rede de agulhas, elevando o nível de porosidade.

Devido à sua alta dureza, a usinagem de peças que contém partículas intermetálicas provenientes de segregação é dificultada, havendo também desgaste excessivo nas ferramentas de usinagem.

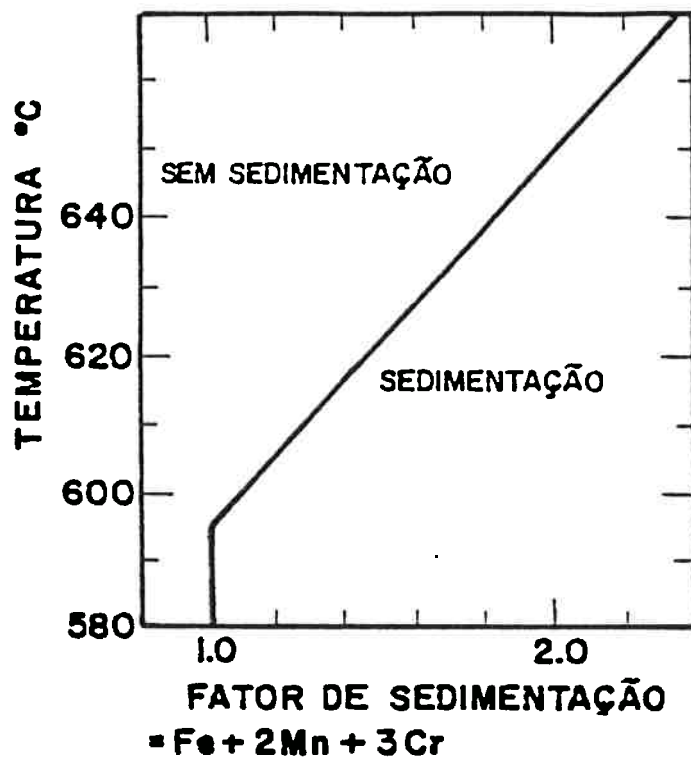


fig 2: diagrama de sedimentação, utilizado para previsão da formação do sludge.

### 3- NEUTRALIZAÇÃO DO EFEITO DO FERRO

#### 3.1-ADIÇÃO DE MAGANÊS

É comum a adição de Mn à liga, com o intuito de evitar a formação de agulhas. A relação Fe/Mn mais utilizada é 2:1, porém vários autores afirmam que essa relação depende do teor de ferro e da velocidade de resfriamento.

Ananthanarayanan<sup>(1)</sup> relata que para o ferro cristalizar na forma de escrita chinesa, é necessário a utilização de uma relação Fe/Mn crítica, e essa relação depende da velocidade de resfriamento. Com uma relação Fe/Mn de 1,5, tem-se várias morfologias de ferro, para diferentes velocidades de solidificação:

- para 10°C/s: a cinética de crescimento favorece o aparecimento de dendritas de alumínio, e a fase  $\alpha$  é confinada no líquido interdendrítico, levando à cristalização em forma de escrita chinesa.
- para 20°C/s: aproximadamente 50% do composto de ferro cristaliza sob a forma de  $\beta$ .

Gowri<sup>(9)</sup> mostra que a adição de manganês não necessariamente altera a estrutura da fase  $\beta$ . Análise da microestrutura de amostras com 0,16 e 0,46% de Mn, com velocidade de resfriamento de 0,4°C/s e 1%Fe, apresentam ferro sob a forma de agulhas. A hipótese por ele levantada que explica o fenômeno é que o manganês é consumido na formação de “sludge”. O manganês restante não é suficiente para formar a fase  $\alpha$  durante a solidificação.

Ananthanarayanan<sup>(11)</sup> mostra que a temperatura de cristalização da fase  $\beta$  pode ser determinada por meio de análise térmica diferencial, como mostrado nas figuras 3 e 4, com teores de ferro de 0,15 e 1,0% respectivamente.

A análise térmica consiste na curva de resfriamento do metal (curva A). Os patamares da curva A indicam a formação de uma fase durante a solidificação. Para obter-se maior precisão, utiliza-se a curva derivada (curva B), cujos picos indicam a formação de fases.

Através dos gráficos, pode-se observar que, a menos que um volume crítico de agulhas seja atingido, sua formação não pode ser detectada pela curva de análise térmica, devido à insuficiência de evolução de calor latente para que haja uma mudança nas curvas de análise térmica.

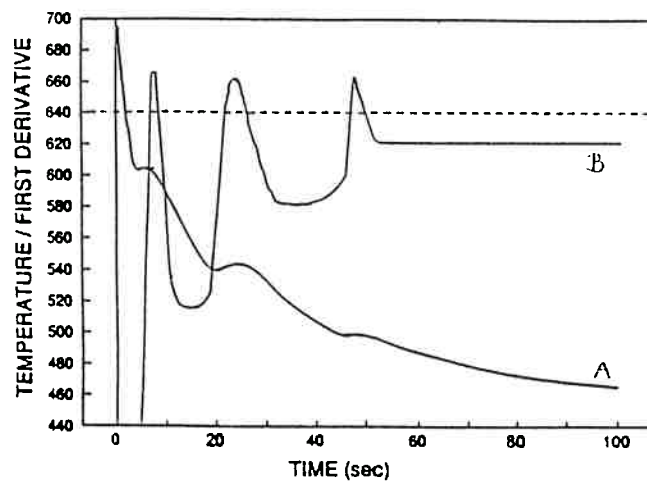


fig 3: análise térmica diferencial de uma liga com 0,15%Fe e velocidade de resfriamento de 5°C/s.

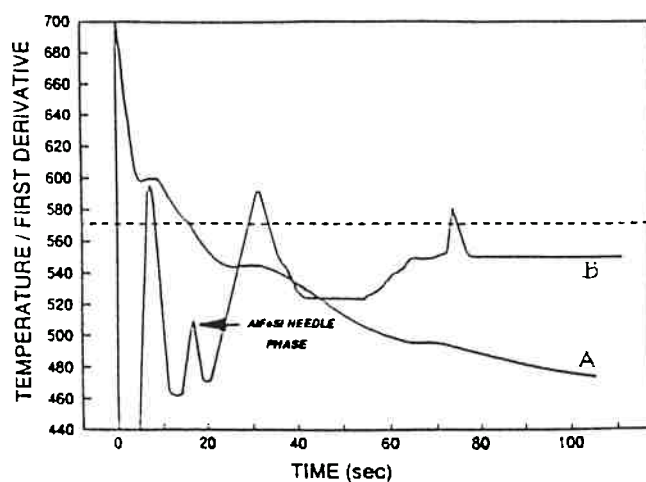


fig 4: análise térmica diferencial de uma liga com 1,0%Fe e velocidade de resfriamento de 5°C/s. Notar a seta indicando o ponto de formação das agulhas.

Lakshmanan et al<sup>(22)</sup> estudou a influência da adição de Mn em ligas 319, com 1%Fe, e ligas 413, com 1,2%Fe. Nas ligas 319 a formação de fase Fe- $\beta$  ocorre para níveis de Mn menores que 0,35%, enquanto que para concentrações de Mn maiores que 0,5% ocorre formação de “sludge”. A concentração de Mn ótima sugerida é 0,5%.

Em ligas 413 com concentrações de Mn menores que 0,1% há cristalização preferencial de Fe- $\beta$ . Para concentrações maiores que 0,3% ocorre formação de “sludge”. A concentração ótima sugerida é 0,3%Mn, onde os compostos de ferro cristalizam na morfologia massiva.

### 3.2-ADIÇÃO DE CROMO

Segundo Gustafsson et al<sup>(14)</sup> a adição de cromo transforma as agulhas de fase  $\beta$  em fase  $\alpha$  com morfologia de escrita chinesa. Também neste estudo, foram observadas partículas  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub>, que podem ser dissolvidas por tratamento térmico.

As propriedades mecânicas medidas por Brun<sup>(15)</sup> em uma liga Al-5%Si-1,5%Cu-0,5%Mg foram as seguintes: quando o teor de ferro é de 0,4%, uma adição de 0,2 a 0,3% de cromo aumenta o alongamento de 1,7 para 3,8%, e quando o teor de ferro é de 0,75%, uma adição de 0,4 % de cromo aumenta o alongamento de 0,8 para 2,6%.

### 3.3-ADIÇÃO DE MOLIBDÊNIO

Khudokormov et al<sup>(16)</sup> afirma que Mo é um “neutralizador” eficiente de ferro em ligas Al-11%Si. Eles estudaram as propriedades desta liga com 0,4 a 1,2% de ferro e concluíram que aumentando-se o teor de ferro naquela faixa, o alongamento decrescia de 1 para 0,4% e o limite de ruptura, de 180 para 160 Mpa. No entanto, adições de 0,2%Mo e 0,1%S aumentam o alongamento para 2,8% com um teor de

ferro igual a 1,2%, enquanto que o limite de resistência foi completamente reestabelecido.

### 3.4-VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO

Variando-se a velocidade de resfriamento pode-se alterar a morfologia das fases de ferro, devido à formação de fases estáveis ou metaestáveis.

Iglessis<sup>(17)</sup> afirma que para ligas com 10% Si, sem manganês, a fase  $\beta$  é estável, e a fase  $\alpha$  é metaestável. A velocidade de resfriamento onde ocorre a formação da fase metaestável depende do teor de ferro. Para haver ferro na forma de escrita chinesa, devemos ter altas velocidades de resfriamento, sendo que a velocidade crítica (velocidade mínima para que haja formação de escrita chinesa) é maior para teores de ferro crescentes. O efeito causado pela adição de manganês é de diminuir a velocidade crítica, ou seja, favorece a aparição da fase  $\alpha$  em condições de equilíbrio.

Narayanan<sup>(1)</sup> demonstra que para ligas com adição de manganês, com uma relação Fe/Mn=1,5, a fase  $\alpha$  é obtida em velocidades baixas e intermediárias, como prevê o diagrama de equilíbrio Al-Si-Fe-Mn, onde a fase  $\alpha$  é estável. Em velocidades altas, há formação de fase  $\beta$ . Este comportamento é o inverso do observado na ausência do manganês, pois a fase  $\alpha$  (metaestável) de uma liga que não contém este elemento, cristaliza somente quando a reação eutética do silício terminar, enquanto que a fase  $\alpha$  que contém manganês ( $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ ) cristaliza abaixo da líquidus mas antes da reação eutética.

Backerud<sup>(18)</sup> explica a seqüência de solidificação através de um corte do diagrama quaternário Al-Fe-Si-Mn (figura 5): inicialmente, dendritas de alumínio se formam, deixando o líquido interdendrítico progressivamente enriquecido em Fe e Si (linha 1). Ao penetrar no campo  $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ , inicia-se a formação de Fe- $\alpha$  (linha2). A fase  $\alpha$  e dendritas de alumínio continuam a crescer juntas, até atingir a fronteira das fases  $Al_5FeSi$  e  $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ , onde as fases Fe- $\alpha$  e Fe- $\beta$

cristalizam juntas (linha 3). Ao atingir o vale eutético, ocorre a reação eutética principal, formando Al, Si e Fe- $\beta$ .

Se a velocidade de solidificação for muito lenta, quase todo o Fe é utilizado na formação da fase  $\alpha$  antes de atingir o campo de Fe- $\beta$ , havendo, portanto, formação preferencial de fase  $\alpha$ . Dessa forma, só se observa agulhas em velocidades elevadas.

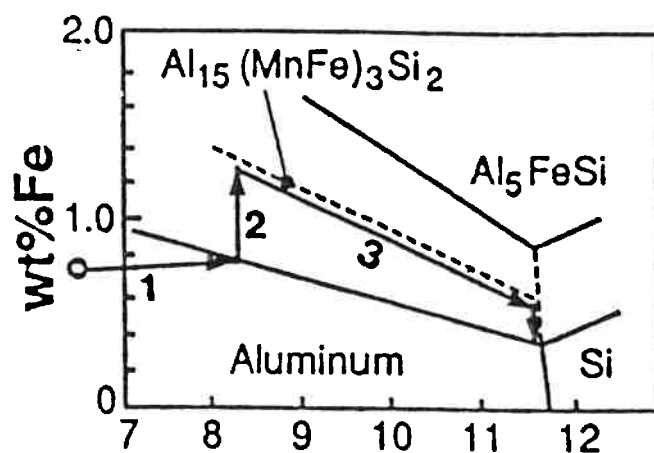


fig.5: corte simplificado do diagrama do sistema Al-Si-Fe-Mn, com teor de Mn constante e igual a 0,4%. As linhas 1, 2 e 3 indicam a sequência de solidificação.

O processo de crescimento da fase  $\beta$  e da fase  $\alpha$  metaestável no sistema ternário Al-Si-Fe é explicado por Igleisis apud Narayanan<sup>(1)</sup>. A temperatura de início de crescimento da fase  $\beta$  diminui com o aumento da velocidade de resfriamento e o aumento do superaquecimento do banho. Como a fase  $\beta$  pode crescer até o fim da reação eutética do silício, o comprimento das agulhas primárias depende principalmente do momento de nucleação.

Portanto, o comprimento médio das agulhas diminui com a diminuição do teor de Fe, aumento da velocidade de resfriamento e do superaquecimento.

Ao final da reação eutética, o líquido remanescente, que é pobre em silício, favorece a formação da fase  $\alpha$ , o que explica a necessidade de velocidades de resfriamento elevadas para a obtenção da fase  $\alpha$ .

Mascre apud Couture<sup>(8)</sup>, em seu estudo, conclui que aumentando-se a velocidade de resfriamento, há um aumento no nível de Fe onde a fase  $\beta$  começa a se formar. Por exemplo, sem a adição de manganês, este ponto é:

- 0,75%Fe quando a velocidade de resfriamento é 1°C/s
- 0,9%Fe quando a velocidade de resfriamento é 5°C/s
- 1,0%Fe quando a velocidade de resfriamento é 10°C/s

Estes resultados são apresentados na figura 6.

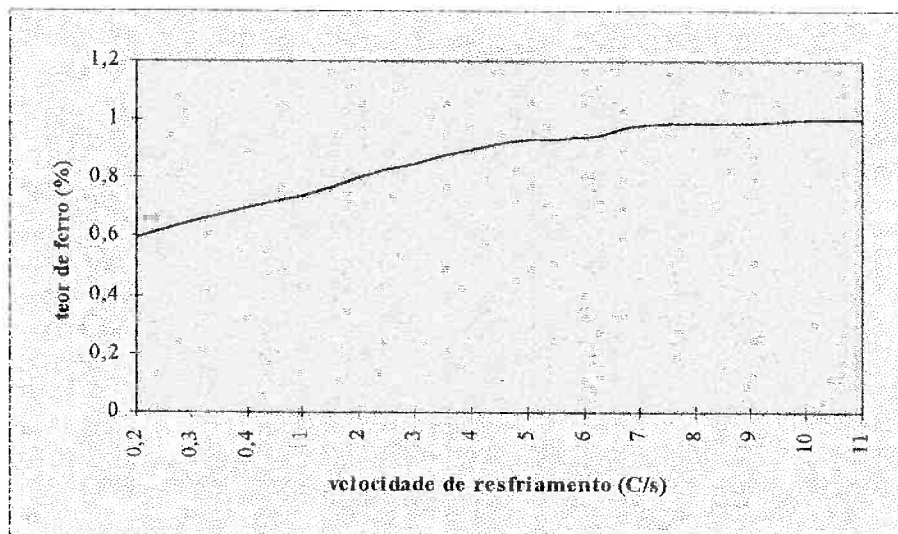


figura 6: influência do teor de ferro e da velocidade de resfriamento na estrutura de uma liga Al-13%Si, sem manganês. Na região abaixo da curva a fase predominante é  $\alpha$  e na região acima da curva a fase predominante é  $\beta$ .

Segundo Ananthanarayanan et al,<sup>(1)</sup> a temperatura de cristalização da fase  $\beta$  aumenta com o decrescimento da velocidade de resfriamento.

Lakshmanan et al<sup>(22)</sup> estudou o efeito da velocidade de resfriamento em ligas 319 contendo 1,0%Fe e 0,5%Mn. Em velocidades de resfriamento baixas de 0,1K/s, a fase de ferro solidifica-se com morfologia de escrita chinesa. No entanto, aumentando-se a velocidade de resfriamento ocorre uma diminuição na formação de fase  $\alpha$  e um aumento na formação de fase  $\beta$ . Apesar de ocorrer formação de fase  $\alpha$  em baixas velocidades, a estrutura bruta de fusão não é muito refinada. Sugeriu-

se uma velocidade de resfriamento ótima de 5K/s. Nestas condições há um “equilíbrio” entre as duas fases.

Para uma liga contendo 1,2%Fe, 0,3%Mn e 0,1%Cr, Lakshmanan et al<sup>(22)</sup> concluiu que diminuindo a velocidade de resfriamento, há um aumento na porcentagem em volume e tamanho dos compostos intermetálicos. Para velocidades de 0,1K/s os compostos de ferro cristalizam em três formas: Fe- $\beta$ , Fe- $\alpha$  e hexagonal. A 10K/s observa-se somente a presença de partículas hexagonais, portanto, a velocidade de 10K/s é sugerida como velocidade ótima.

### 3.5-SUPERAQUECIMENTO DO BANHO

Em um estudo realizado por Xiufang et al<sup>(19)</sup>, a morfologia das fases ricas em ferro são alteradas para uma forma esferoidal através do superaquecimento do metal antes do vazamento. O procedimento experimental do autor consistiu em aquecer uma liga contendo 1,8%Fe a uma temperatura superior a 920°C. O banho é deixado nessa temperatura por 20 minutos e depois vazado em molde metálico. Através de análise micrográfica observa-se as fases de ferro em formas esféricas.

Shimizu e Awano<sup>(20)</sup> trabalhando com ligas Al-6%Si estudaram o efeito da temperatura na morfologia das fases de ferro. A tabela 4 mostra as morfologias obtidas pelos autores para ligas com teores de ferro e temperaturas de superaquecimento diferentes.

tabela 4: temperaturas de superaquecimento para obtenção das fases mencionadas em ligas com diferentes teores de ferro.

morfologia	0.25%Fe	0.4%Fe	0.55Fe	0.6%Fe
agulhas + escrita chinesa	785°C	790°C	950°C	950°C
escrita chinesa	795°C	815°C	-	-

Como na liga com 6%Si, na liga Al-11%Si-0,6%Fe a mudança da morfologia dos compostos pelo superaquecimento foi mais difícil a medida em que

o teor de ferro tornou-se maior. Entretanto, quando comparada com a liga 6%Si, observou-se que a morfologia escrita chinesa cristaliza em temperaturas de superaquecimento mais baixas para o mesmo teor de ferro.

Segundo Lakshmanan et al<sup>(22)</sup>, a temperatura do banho de 750°C (superaquecimento de 140°C) causa a formação predominante de Fe- $\alpha$ , para uma liga 319 contendo 0,5%Mn. Para concentrações de Mn de 0,7% há grande formação de “sludge”. No entanto, quando o superaquecimento é elevado a 850°C a porcentagem de partículas de “sludge” é reduzida drasticamente. Em ligas 413 contendo 1,2%Fe, 0,3%Mn e 0,1%Cr observa-se a presença de “sludge” a 630°C. A temperatura crítica foi estimada em 690°C, acima da qual não se observa a presença de “sludge”. Em temperaturas de 850°C não se observa partículas intermetálicas. Entretanto é quase impraticável manter esta temperatura devido à oxidação, alto consumo de energia e alta solubilidade gasosa.

## 4-EFEITO DA RELAÇÃO Fe/Mn NA MORFOLOGIA DAS FASES RICAS EM FERRO

### 4.1-SEQUÊNCIA DE SOLIDIFICAÇÃO

Através da técnica de análise térmica pode-se verificar a sequência de solidificação de ligas de alumínio. Esta técnica constitui-se no monitoramento da temperatura durante a solidificação, obtendo-se uma curva da temperatura em função do tempo. A presença de inflexões nestas curvas de resfriamento indica a formação de uma fase, devido ao calor latente de solidificação liberado.

Para obter-se maior precisão na detecção de transformações de fase, utilizam-se duas técnicas: curva derivada e análise térmica com dois termopares.

A técnica de curva derivada consiste na obtenção de uma curva derivada  $dT/dt$ , que mede a inclinação da curva base. As transformações são evidenciadas através de picos na curva  $dT/dt$ .

A análise térmica com dois termopares utiliza termopares colocados um no centro e um na região superficial da amostra. Depois de obtidas as curvas de resfriamento dos termopares central e superficial ( $T_c$  e  $T_s$ ) plota-se uma curva diferença ( $T_c - T_s$ ) cujos picos indicam a mudança de fase<sup>(21)</sup>.

Os resultados de análise térmica<sup>(7)</sup> por estas duas técnicas de uma liga 380, denominada liga A, são mostrados nas figuras 7 e 8. A composição da liga A é 9,8%Si, 1,22%Fe, 3,3%Cu, 0,3%Mn, 0,3%Mg.

A figura 7 mostra as curvas de resfriamento  $T_c$  e  $T_s$  (termopares do centro e da superfície, respectivamente). Na parte inferior da figura aparece a curva de diferença  $\Delta t$  ( $\Delta t = T_c - T_s$ ).

A figura 8 mostra as curvas de análise térmica do termopar central ( $T_c$ ) e sua correspondente curva derivada ( $dT_c/dt$ ).

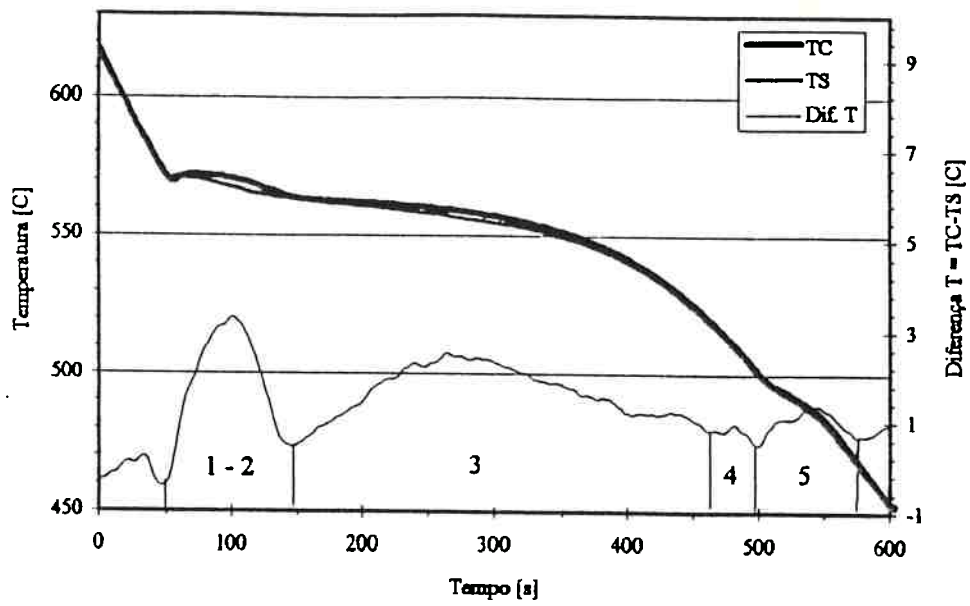


fig. 7: curva de análise térmica, com a técnica de dois termopares.

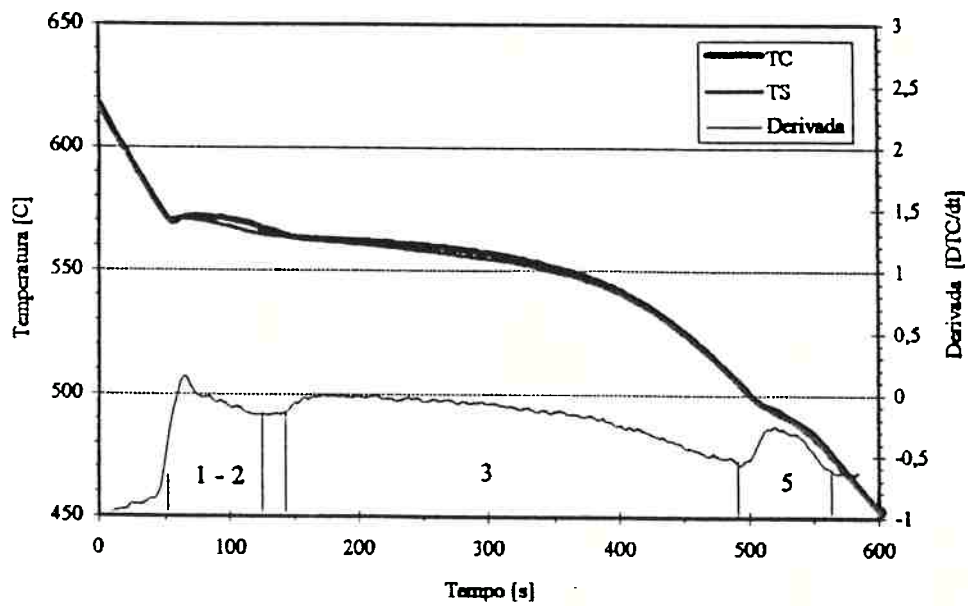


fig. 8: curva de análise térmica, com técnica de curva derivada.

As curvas de análise térmica apresentam três inflexões nítidas, que mostram o início da solidificação, a formação do eutético principal (Al+Si) e o final da solidificação. A visualização de tais inflexões é simplificada pelo aspecto das curvas  $\Delta t$  e  $dT_c/dt$ , onde cada uma das reações corresponde à formação de um pico. Devido à maior sensibilidade, há um aumento no número de inflexões, passando de 3 para 5.

Para facilitar a interpretação das curvas, numerou-se os picos de 1 a 5. Para estudar as fases que estão se formando em cada uma destas regiões procedeu-se à solidificação interrompida de corpos-de-prova em determinadas temperaturas. Este “congelamento” é obtido através do resfriamento rápido em água.

A sequência de solidificação pode ser determinada através da análise térmica metalográfica dos corpos-de-prova.

A figura 9 mostra as temperaturas de congelamento para três corpos-de-prova: CP1, congelado a 570°C (após a região 1); CP2, congelado a 565°C (após a região 2) e CP3, cogelado a 510°C (após a região 3); o corpo-de-prova CP4 foi resfriado normalmente<sup>(7)</sup>.

A figura 10 mostra a microestrutura do corpo-de-prova CP4, exibindo grandes agulhas de fase  $Al_5FeSi$ , silício com morfologia não modificada, fases ricas em ferro  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ ,  $CuAl_2$  e eutéticos complexos.

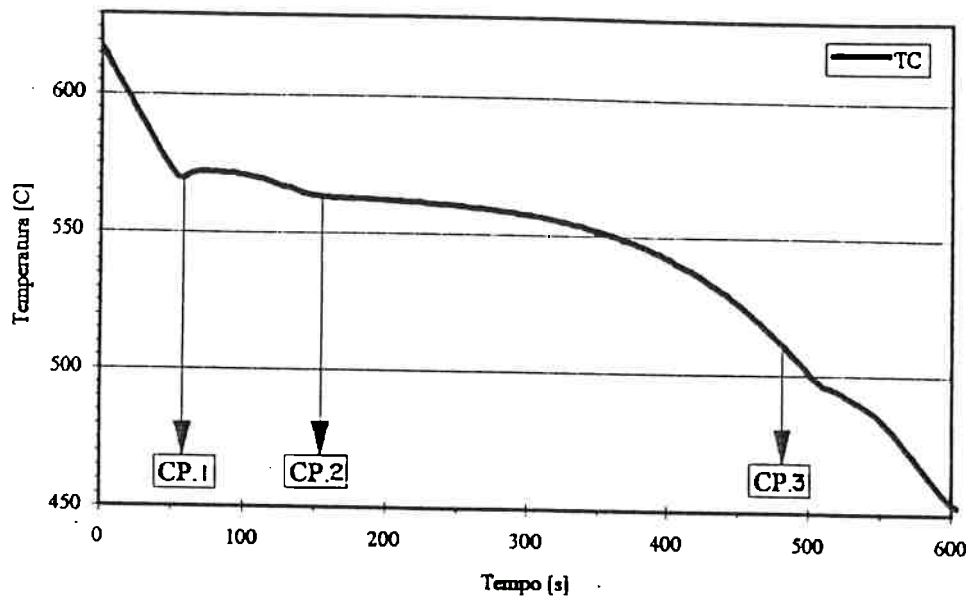


fig. 9: temperaturas de congelamento dos corpos-de-prova.



fig. 10: micrografia do corpo-de-prova CP4. A foto exhibe grandes agulhas de fase  $\beta$ , Si não modificado, fases ricas em ferro  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ ,  $CuAl_2$  e eutéticos complexos.

Para analisar as microestruturas obtidas por solidificação interrompida deve-se considerar que as fases já solidificadas no momento do congelamento o fizeram a pequenas velocidades de resfriamento ( $0,5^{\circ}\text{C/s}$ ). Estas fases, portanto, apresentam estrutura menos refinada que as fases que formaram-se durante o resfriamento em água, com velocidade de aproximadamente  $50^{\circ}\text{C/s}$ .

As figuras 11, 12 e 13 mostram as microestruturas dos corpos-de-prova CP1, CP2 e CP3, respectivamente.

A descrição da sequência de solidificação da liga A pode ser encontrada na tabela 5.



fig. 11: microestrutura do corpo-de-prova CP1<sup>(7)</sup>. Nota-se a presença de agulhas de fase  $\beta$  e dendritas de Al com estrutura grosseira, que são as primeiras fases a se formar.



fig. 12: microestrutura do corpo-de-pova CP2<sup>(7)</sup>. Nota-se a presença de ferro- $\beta$ , dendritas de Al e fase de ferro- $\alpha$ . Nesta região ocorre a formação da fase  $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ .



fig. 13: microestrutura do corpo-de-prova CP3<sup>(7)</sup>. Nesta região há formação do eutético  $\text{Al} + \text{Si}$  e agulhas secundárias de  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ .

tabela 5: sequência de solidificação da liga A, obtida por análise térmica

região	T (°C)	fases formadas
1	578-570	agulhas $Al_5FeSi$ primárias e dendritas de alumínio
2	570-563	$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ (morfologia dendrítica)
3	563-520	eutético Al-Si e agulhas secundárias $Al_5FeSi$
4	520-500	$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ (massivo)
5	495-480	$CuAl_2$ e eutéticos complexos

Em uma liga com composição 8,4%Si, 0,7%Fe, 3%Cu, 0,26%Cu, 0,26%Mn, 0,29%Mg e 0,03%Sr, denominada liga B, fez-se o mesmo procedimento de análise térmica. A sequência de solidificação é mostrada na tabela 6.

tabela 6: sequência de solidificação da liga B.

região	T (°C)	fases formadas
1	588-565	$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ primário $Al_5FeSi$ e dendritas de alumínio
2	565-555	$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ (escrita chinesa)
3	555-520	eutéticos Al-Si e agulhas secundárias $Al_5FeSi$
4	520-500	$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$
5	495-480	fase $CuAl_2$ e eut. complexos

É importante ressaltar que na liga B ocorre formação de  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  na região 1. Esta diferença deve-se principalmente às diferentes relações Fe/Mn das ligas A e B. Respectivamente Fe/Mn=4,0 e Fe/Mn=2,7).

A formação preferencial da fase  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  na liga B pode ser explicada pelo diagrama mostrado na figura 14. Este diagrama consiste em um corte do diagrama quaternário Al-Si-Fe-Mn, com teor de Mn constante e igual a 0,3%<sup>(18)</sup>. Colocando-se as composições das ligas A e B no diagrama, observa-se

que na liga com menor teor de ferro (B), a fase primária é a fase  $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ , enquanto que na liga A, a fase primária é a fase  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ .

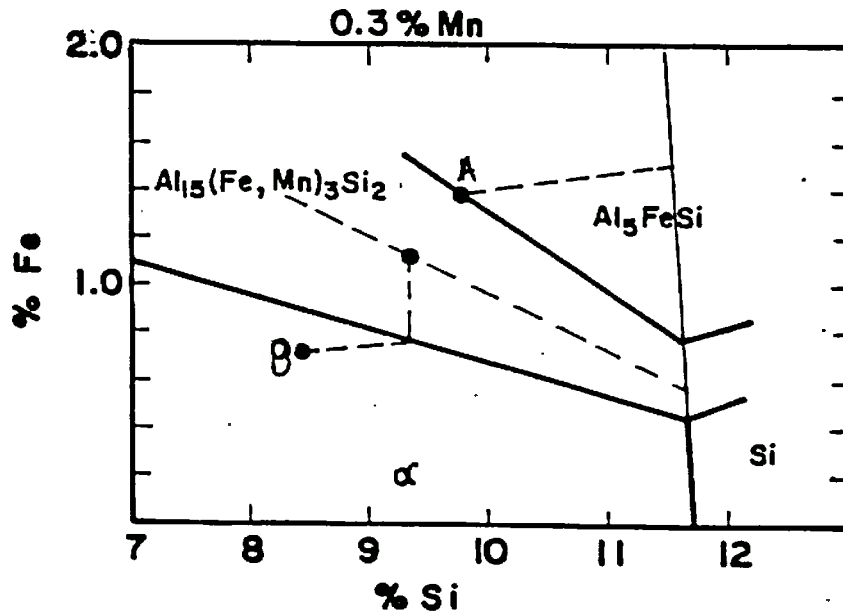


fig.14: corte do diagrama Al-Si-Fe-Mn, com as composições das ligas A e B, mostrando a sequência de solidificação.

A figura 15 mostra os cortes do diagrama Al-Si-Fe-Mn para vários teores de Mn. Pode-se observar que aumentando-se o teor de Mn, o campo  $\text{Al}_{15}(\text{Mn},\text{Fe})_3\text{Si}_2$  é estendido, havendo maior probabilidade de obtermos esta fase, menos prejudicial que a fase  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ .

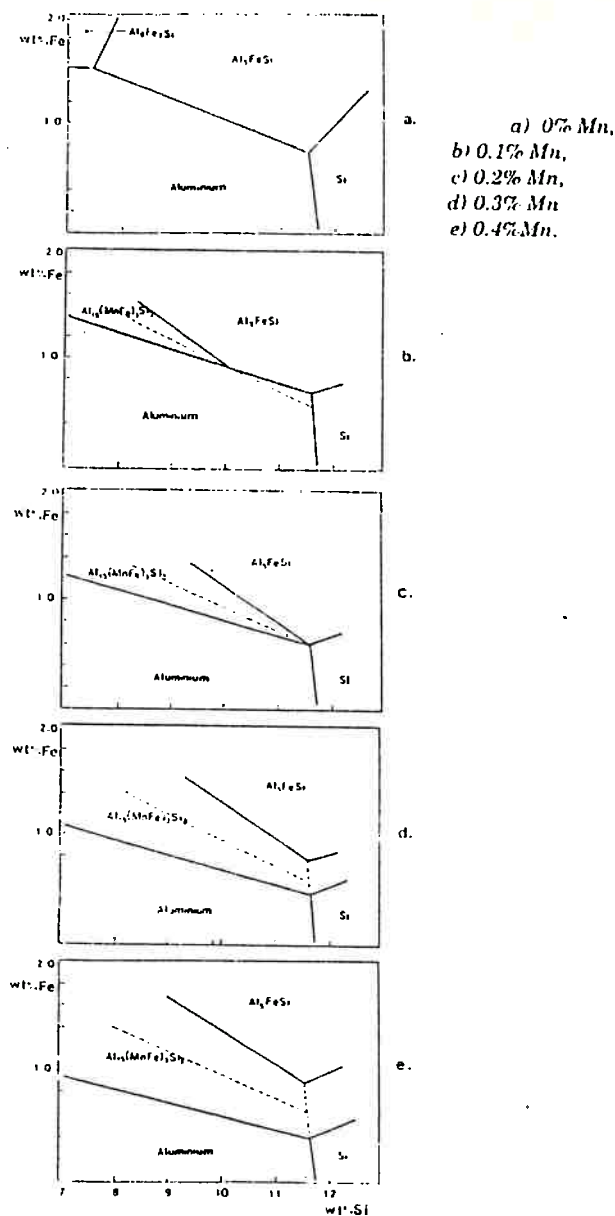


fig. 15: cortes do diagrama Al-Si-Fe-Mn para diferentes teores de Mn.

#### 4.2-EFEITO DA RELAÇÃO Fe/Mn NA SEQUÊNCIA DE SOLIDIFICAÇÃO

Bäckerud<sup>(18)</sup> descreve a sequência de solidificação para 9 ligas 380, com composições mostradas na tabela 7.

Estas ligas podem ser classificadas de acordo com sua relação Fe/Mn, que pode ser dividida em baixa, média ou alta.

tabela 7: composições das ligas estudadas.

relação	liga	Fe/Mn	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn(%)	Mg(%)	Zn (%)	Ti (%)
baixa	1	1.6	9.0	0.63	2.5	0.4	0.04	0.47	0.014
	2	2.6	9.1	1.0	3.2	0.38	0.34	1.1	-
	3	2.8	8.7	1.35	2.5	0.48	0.12	0.53	0.012
	4	2.9	7.2	0.52	1.2	0.18	0.10	0.45	0.013
média	5	3.2	9.3	0.89	3.4	0.28	0.02	0.76	0.04
	6	3.8	8.9	0.88	3.3	0.24	0.06	2.05	0.03
alta	7	4.6	11	0.51	1.5	0.11	0.04	0.48	0.01
	8	4.7	9.3	0.52	2.6	0.11	0.59	0.51	0.013
	9	11	8.8	1.32	2.4	0.12	0.12	0.5	0.01

Nas ligas com relação Fe/Mn baixa, observa-se a formação primária das fases  $\alpha$  e  $\beta$ . Para velocidades de resfriamento elevadas, ocorre a formação preferencial de fase  $\alpha$ . Na liga 1, com a menor relação Fe/Mn (Fe/Mn=1,6), não se observa formação de fase  $\beta$ , mesmo com velocidades de resfriamento baixas.

Nas ligas com relação Fe/Mn média, ocorre a precipitação de fase  $\alpha$  primária em velocidades de resfriamento baixas. Em velocidades maiores predomina a fase  $\beta$ . Durante a reação eutética ocorre a precipitação das duas fases.

Nas ligas com Fe/Mn alto não se observa a presença de fases  $\alpha$ , mesmo com velocidades de resfriamento elevadas.

Nas outras ligas Al-Si o comportamento parece ser o mesmo observado nas ligas 380 acima. Para relações Fe/Mn baixas, a fase primária é  $\alpha$ . A tendência à formação de fase  $\beta$  primária aumenta com o aumento da relação Fe/Mn.

A tabela 8 exhibe as ligas estudadas por Bäckerud<sup>(18)</sup>, classificadas de acordo com sua seqüência de solidificação, demonstrando o efeito da relação Fe/Mn.

tabela 8: composição das ligas estudadas por Bäckerud, classificadas de acordo com sua relação Fe/Mn.

relação Fe/Mn	Fe/Mn	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Zn (%)	Ti (%)
Fe/Mn baixo	1.4	6.7	0.44	0.01	0.3	0.35	0.01	0.01
	1.7	5.7	0.62	3.4	0.36	0.1	0.92	0.14
	2.1	5.9	0.75	3.3	0.36	0.42	0.98	0.11
	2.55	11.4	0.46	1.09	0.18	0.03	1.1	-
	2.68	9.9	0.67	2.8	0.25	0.91	0.97	0.7
	2.7	17.45	0.74	4.8	0.27	0.56	-	0.06
Fe/Mn alto	-	6.8	0.08	0.04	0.00	0.35	0.01	0.15
	-	6.9	0.14	0.03	0.00	0.56	0.02	0.08
	4	11.9	0.75	0.95	0.2	1.16	0.33	0.02
	5.2	9.2	0.26	<0.01	0.05	1.78	0.06	0.01
	10	5.1	0.1	1.00	0.01	0.53	-	0.09
	30	15	0.3	5.5	<0.01	0.65	0.07	0.01

Para ligas com relação Fe/Mn baixa a fase primária na sequência de solidificação é a fase Fe- $\alpha$ , juntamente com dendritas de alumínio. Posteriormente há formação de Fe- $\beta$  e eutético Al-Si. No fim da solidificação observa-se fases Al<sub>2</sub>Cu e Mg<sub>2</sub>Cu.

Para ligas com relação Fe/Mn alta a fase primária é Fe- $\beta$ , juntamente com dendritas de alumínio. Na sequência ocorre formação de Fe- $\alpha$ , eutético Al-Si e fases Al<sub>2</sub>Cu e Mg<sub>2</sub>Cu.

## 5-PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

As fases ricas em ferro foram classificadas segundo sua morfologia. As principais fases são:

- agulhas primárias ( $\text{Al}_3\text{FeSi}$ )
- agulhas secundárias ( $\text{Al}_3\text{FeSi}$ )
- escrita chinesa ( $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ )
- hexagonal
- massivo
- dendrítico

Selecionaram-se vários corpos-de-prova disponíveis no IPT cuja composição e condição de resfriamento propiciassem a obtenção da fase de interesse.

Obtiveram-se dois corpos-de-prova de cada fase a ser estudada, destinados à observação em MEV e em microscopia óptica, respectivamente.

Para observação em MEV utilizou-se ataque profundo com NaOH (30%) durante 5 minutos. O hidróxido de sódio reage somente com a fase  $\alpha$ , evidenciando as fases de ferro e o silício do eutético.

Os corpos-de-prova destinados à observação em microscópio óptico foram atacados com HF (1%).

## 6-RESULTADOS

### 6.1 AGULHAS PRIMÁRIAS

A composição química dos corpos-de-prova contendo agulhas primárias é mostrada na tabela 9. Este corpo-de-prova foi obtido através de congelamento a 570°C. A velocidade de resfriamento foi aproximadamente 1,2°C/s, até o congelamento.

As figuras 16 e 17 mostram plaquetas de Fe- $\beta$  envoltas pelas dendritas. Pode-se concluir então que as plaquetas formam-se anteriormente às dendritas de  $\alpha$ . Na figura 18 pode-se observar o aspecto das agulhas com menor aumento (100x). A figura 19 mostra a forma tri-dimensional das plaquetas de Fe- $\beta$ .

tabela 9: :composição química das ligas estudadas

CP	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti	Sn	Sr	Cr	Pb	Al
ag.sec.	9,94	1,22	3,36	0,33	0,30	0,179	0,918	0,049	0,039	0,003	0,023	0,150	82,87
ag.prim	8,35	0,672	3,00	0,283	0,270	0,128	0,682	0,051	0,019	0,010	0,028	0,108	85,81
escrita	6,0	>1,0	3,5	0,5	-	-	1	0,25	-	-	-	-	resto
dendr.	8,74	0,687	3,23	0,286	0,288	0,157	0,779	0,047	0,021	0,019	0,030	0,115	85,00
mass.	8,35	0,672	3,00	0,283	0,270	0,128	0,682	0,051	0,019	0,010	0,028	0,108	85,81
hexag.	9,83	1,19	3,44	0,318	0,295	0,193	0,904	0,043	0,035	0,003	0,022	0,159	82,86

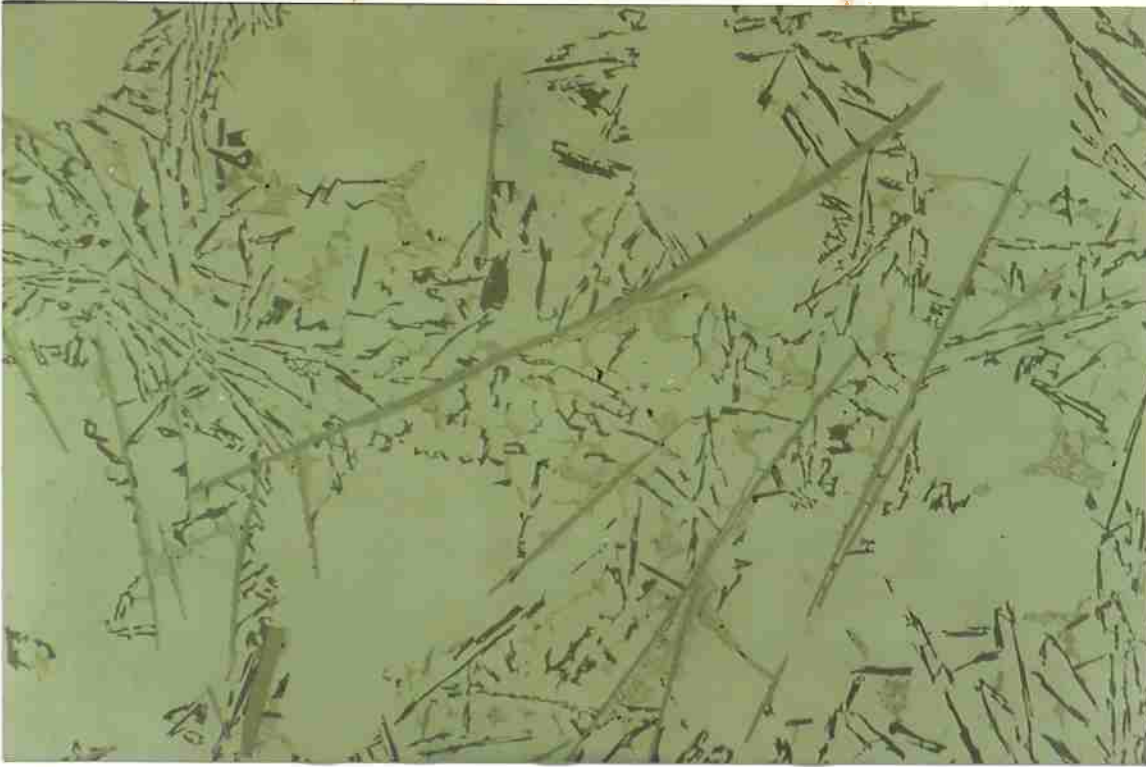


fig. 16: Detalhe da fase Fe- $\beta$  perfurando as dendritas de alumínio. Ataque: HF. 500x.

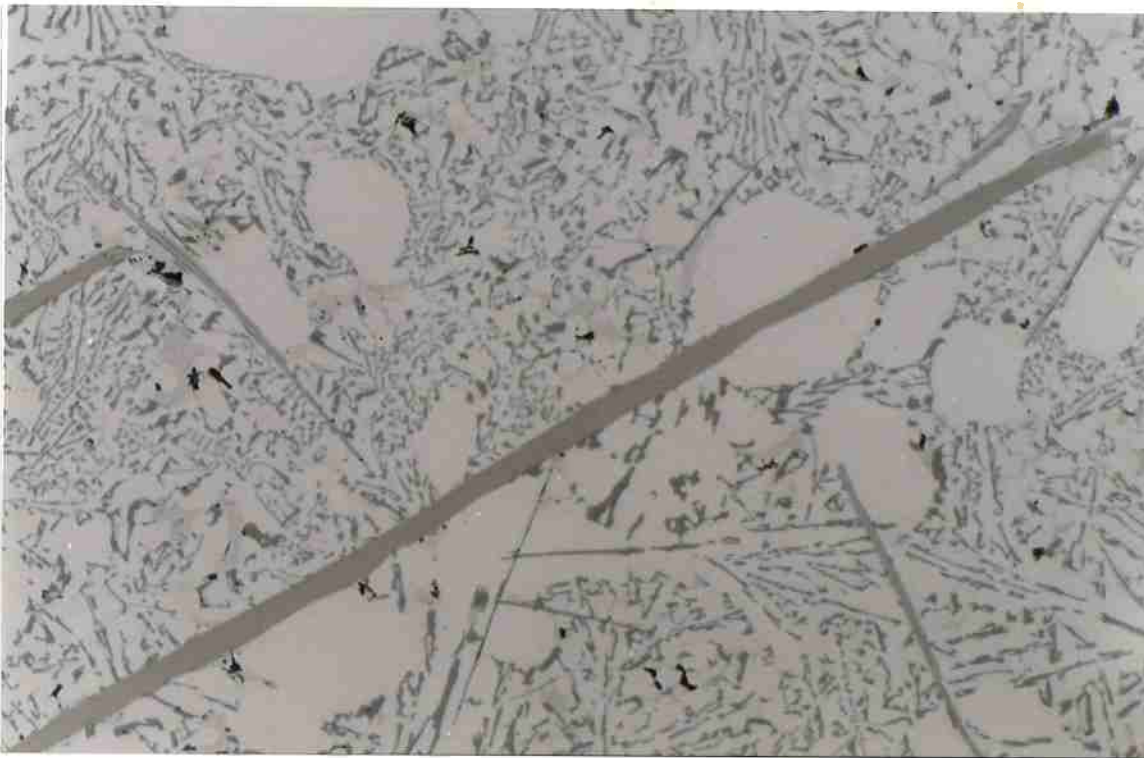


fig. 17: Detalhe da fase Fe- $\beta$ , evidenciando a formação primária desta fase.  
Ataque: HF. 400x.



fig.18: Aspecto da fase Fe- $\beta$  com pequeno aumento (100x).



fig. 19: Morfologia tri-dimensional da fase Fe- $\beta$ . Ataque: NaOH.

## 6.2 AGULHAS SECUNDÁRIAS

A composição da liga utilizada na caracterização da morfologia de agulhas secundárias é mostrada na tabela 9. Este corpo-de prova foi fundido em coquilha e congelado a  $555^{\circ}\text{C}$ . A velocidade de resfriamento estimada é de  $1,2^{\circ}\text{C/s}$ , até o congelamento.

A formação das agulhas secundárias ocorre após a cristalização das dendritas de alumínio. Este fenômeno fica evidenciado nas figuras 20 e 21. As agulhas tem comprimento menor em relação à fase Fe- $\beta$  primária e são envolvidas pelo eutético. É comum o alinhamento de agulhas nos contornos das células eutéticas (fig. 1). Isto é causado pela seqüência de solidificação, pois esta fase é uma das últimas a solidificar-se.

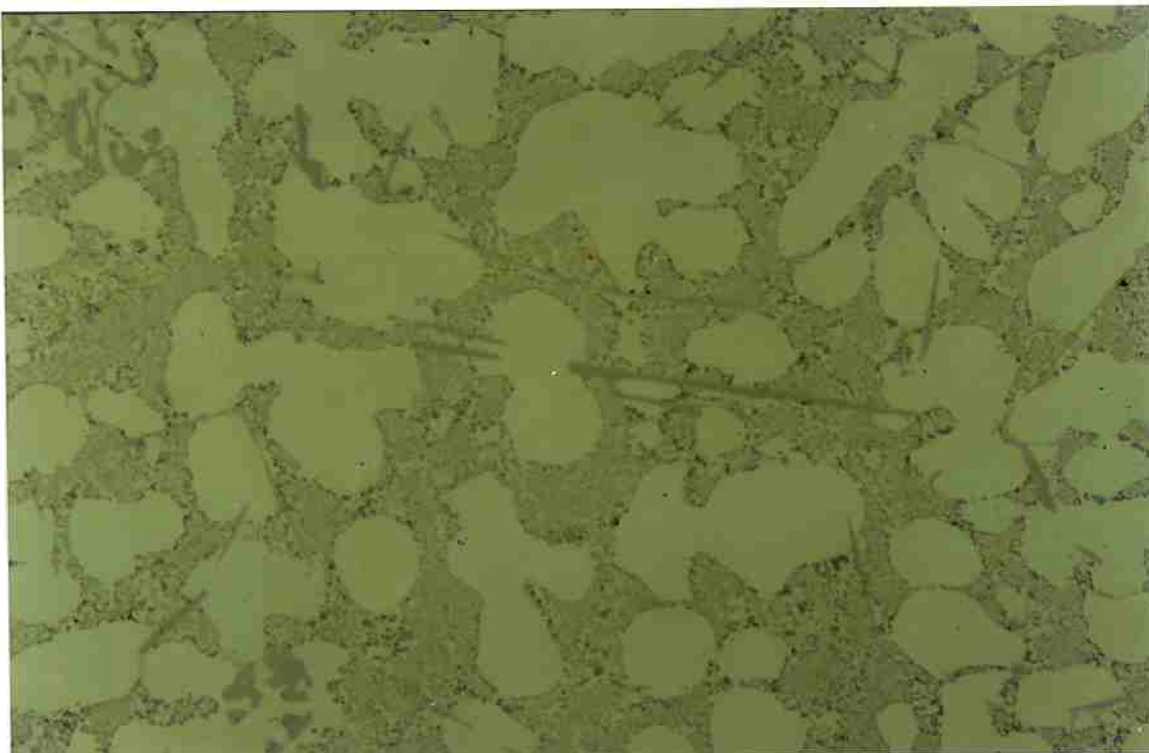


fig. 20: agulhas secundárias, evidenciadas por estarem envolvidas pelo eutético (250X).

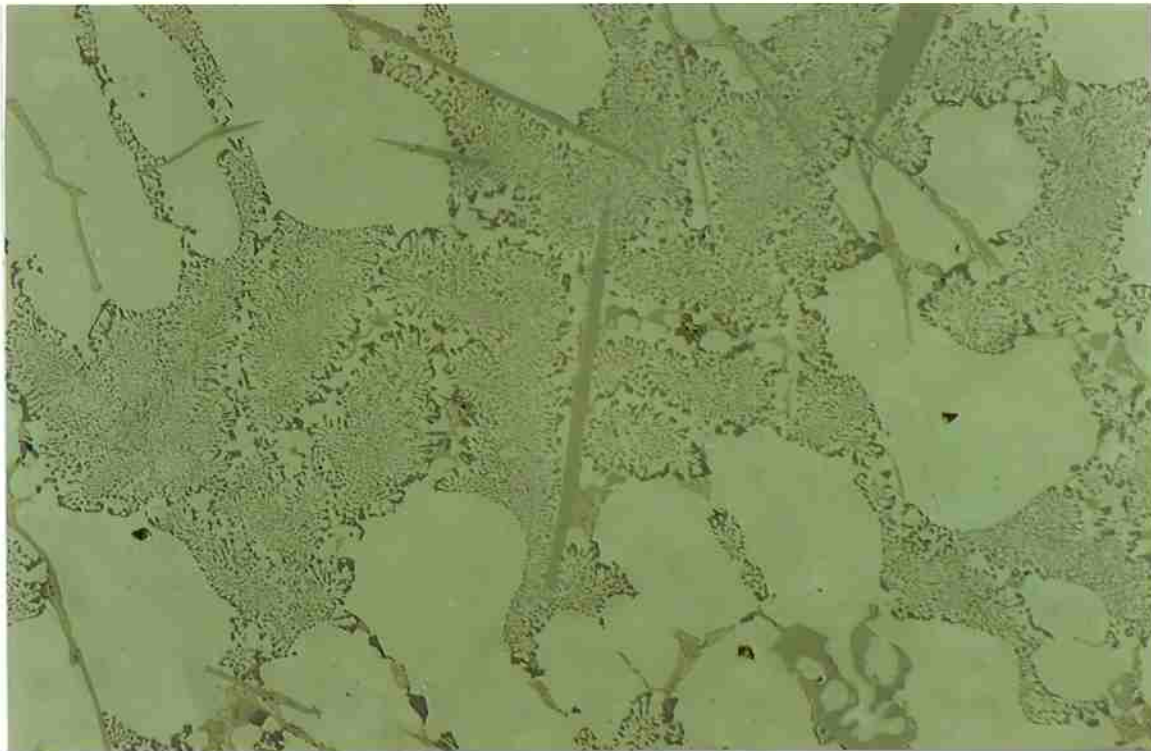


fig. 21: detalhe das agulhas secundárias (aumento:500X).

### 6.3 ESCRITA CHINESA

A composição da liga utilizada para caracterização da fase Fe- $\alpha$  é mostrada na tabela 9.

A liga foi fundida em forno elétrico (resistência), utilizando-se cacinho de grafite. A temperatura de vazamento foi 780°C, sendo que o material foi desgaseificado, refinado com titânio e boro e modificado com sódio. O molde foi feita em areia de cura a frio.

As figuras 22 e 23 mostram a fase Fe- $\alpha$  em detalhe, com coloração cinza claro. A morfologia em três dimensões desta fase é mostrada na figura 24.

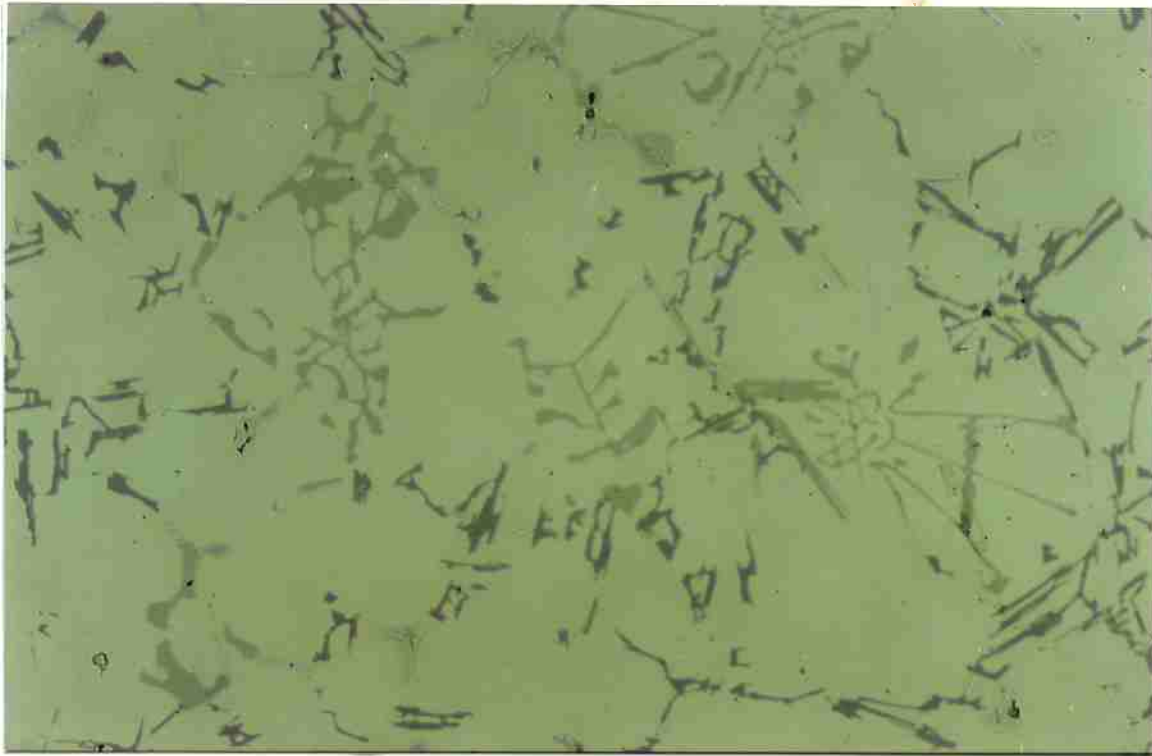


fig. 22: fases de ferro na morfologia de escrita chinesa,  
com coloração cinza claro (aumento: 250X).



fig. 23: detalhe da morfologia de escrita chinesa (aumento: 500X).



fig.24: micrografia com ataque profundo em M.E.V. mostrando a fase de escrita chinesa.

#### 6.4 DENDRÍTICO

O corpo-de-prova para análise dessa microestrutura foi retirado de cabeçote do motor, no estado bruto de fusão. Esta peça foi fundida em coquilha sem refino e possui composição conforme a tabela 9.

As fases com morfologia dendrítica possuem um eixo principal de crescimento. A partir deste eixo nascem braços secundários, como pode ser observado nas figuras 25 e 26. A figura 27 mostra a estrutura dendrítica em três dimensões.



fig. 25: fase de ferro na morfologia dendrítica (aumento 250X).



fig. 26: detalhe da morfologia dendrítica (500X).

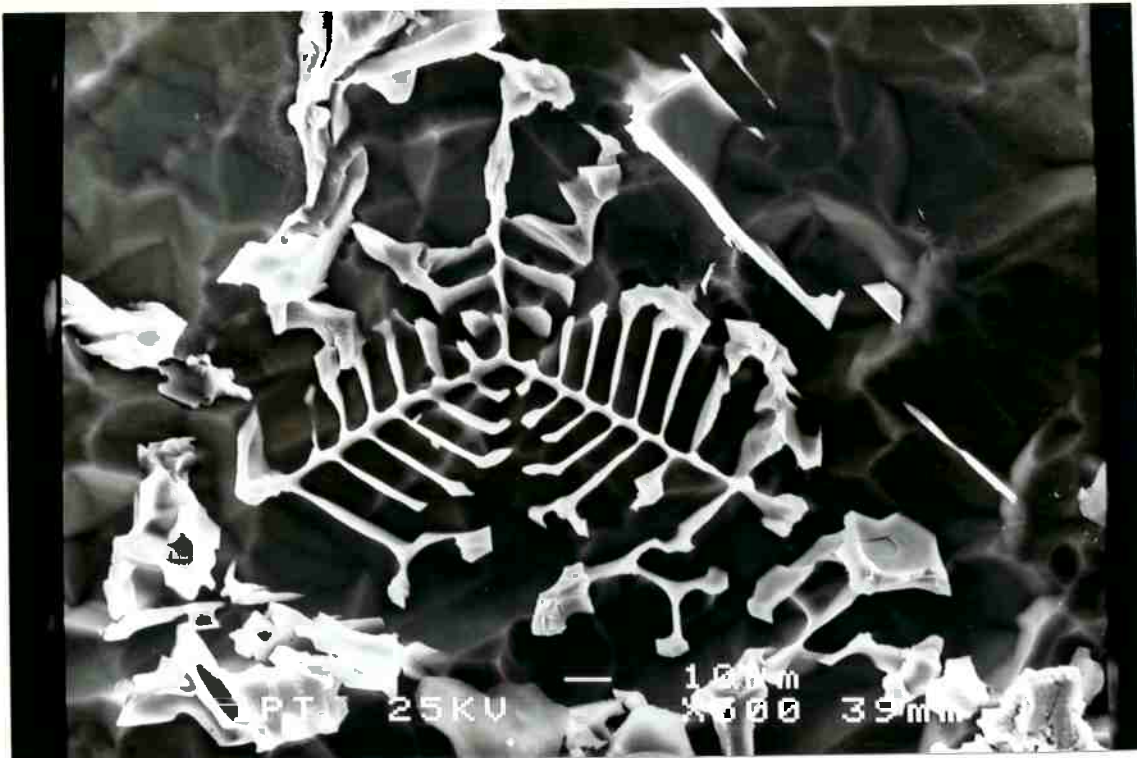


fig.27:micrografia da morfologia dendrítica com ataque profundo em M.E.V. (500X).

## 6.5 MASSIVO

Este corpo de prova foi obtido por fundição em coquilha, congelado a  $520^{\circ}\text{C}$ . A velocidade de resfriamento foi aproximadamente  $1,2^{\circ}\text{C/s}$ , até o momento do congelamento. A composição desta liga é apresentada na tabela 9. Esta fase não possui morfologia bem definida, como mostram as figuras 28, 29, 30 e 31.

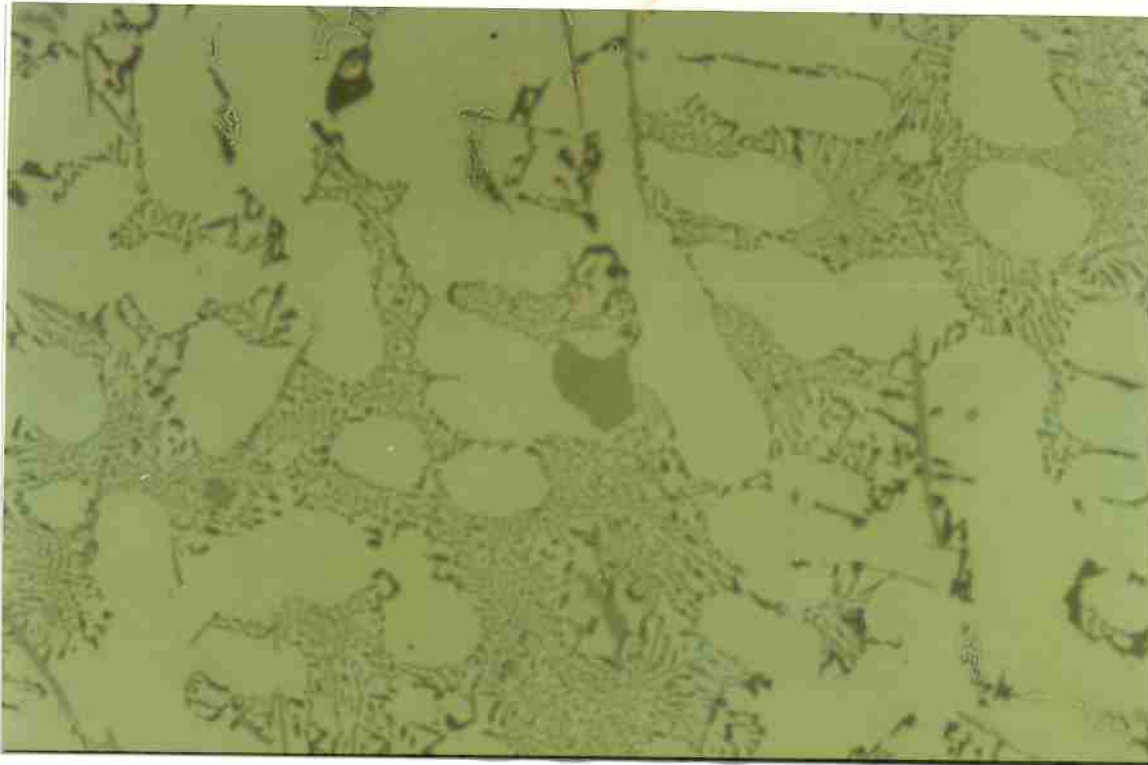


fig. 28: fase de ferro com morfologia massiva no centro da foto (aumento 250X).



fig. 29: detalhe da morfologia massiva (aumento: 625X).

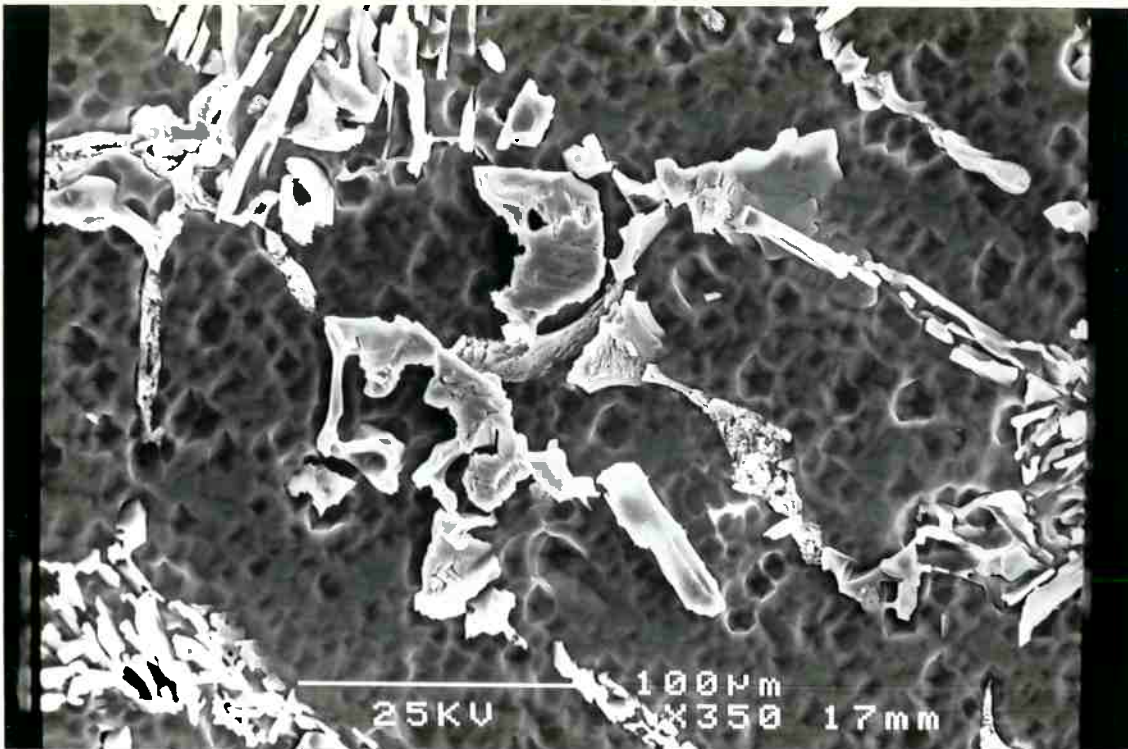


fig. 30: micrografia em M.E.V., com ataque profundo, evidenciando a fase massiva (aumento: 350X).

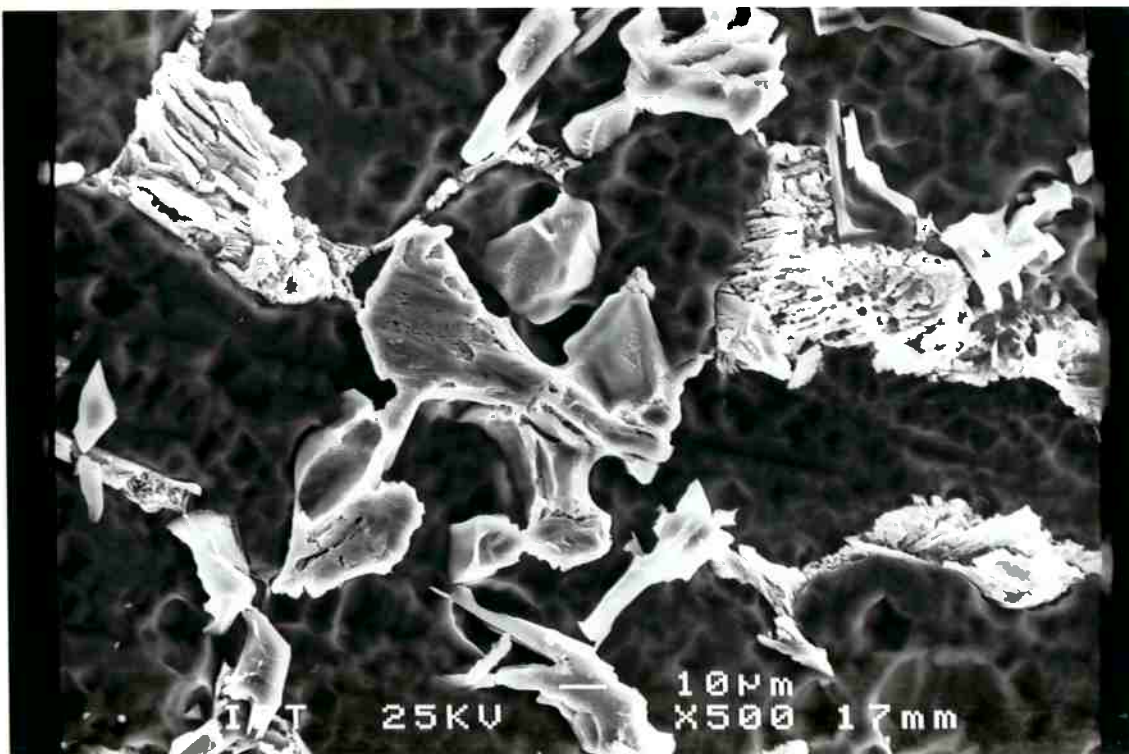


fig. 31: detalhe da morfologia massiva, em M.E.V. (aumento: 500X).

## 6.6 HEXAGONAL

Este corpo-de-prova foi retirado da tampa da carcaça de comando de válvula do motor. A liga foi fundida por injeção e possui composição conforme a tabela 9. Não houve tratamento do banho e o estado do corpo-de-prova é bruto de fusão. As fases de ferro com morfologia hexagonal tem tamanho relativamente pequeno e encontram-se dispersas, como mostra a figura 32. A figura 33 mostra estas partículas em detalhe. A micrografia eletrônica revela o formato em três dimensões da fase hexagonal (figura 34).

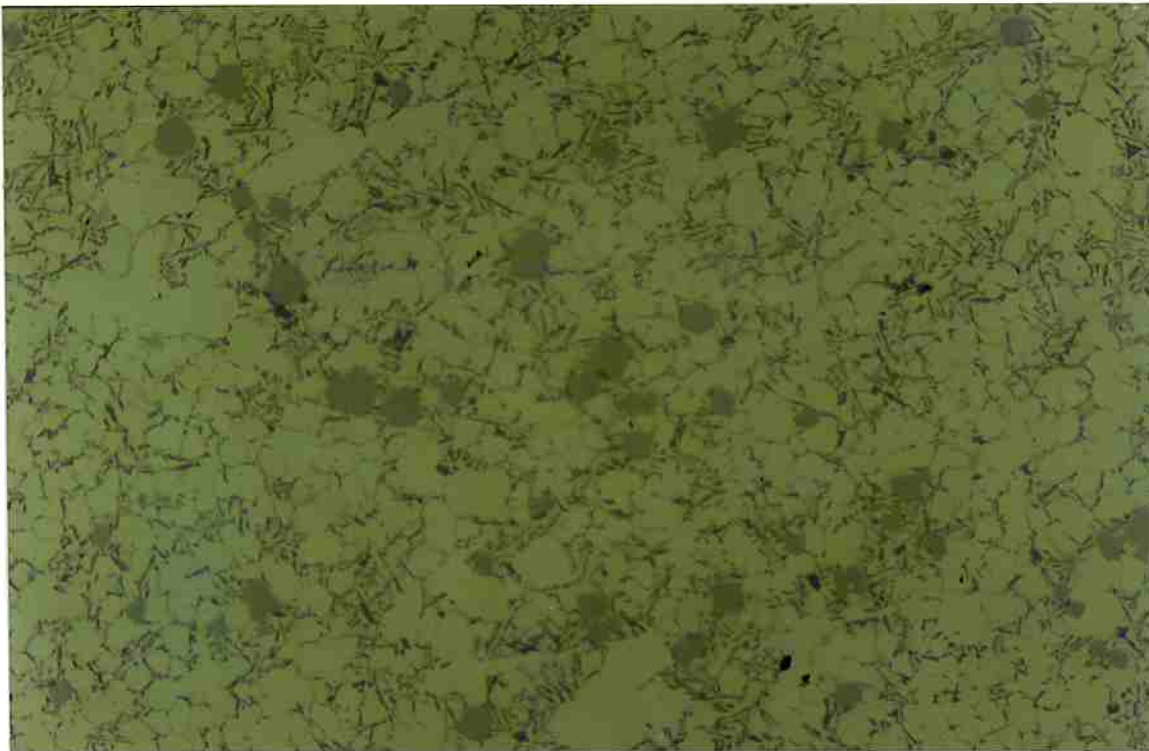


fig. 32:fases de ferro com morfologia hexagonal.  
Nota-se o pequeno tamanho desta fase e sua dispersão.

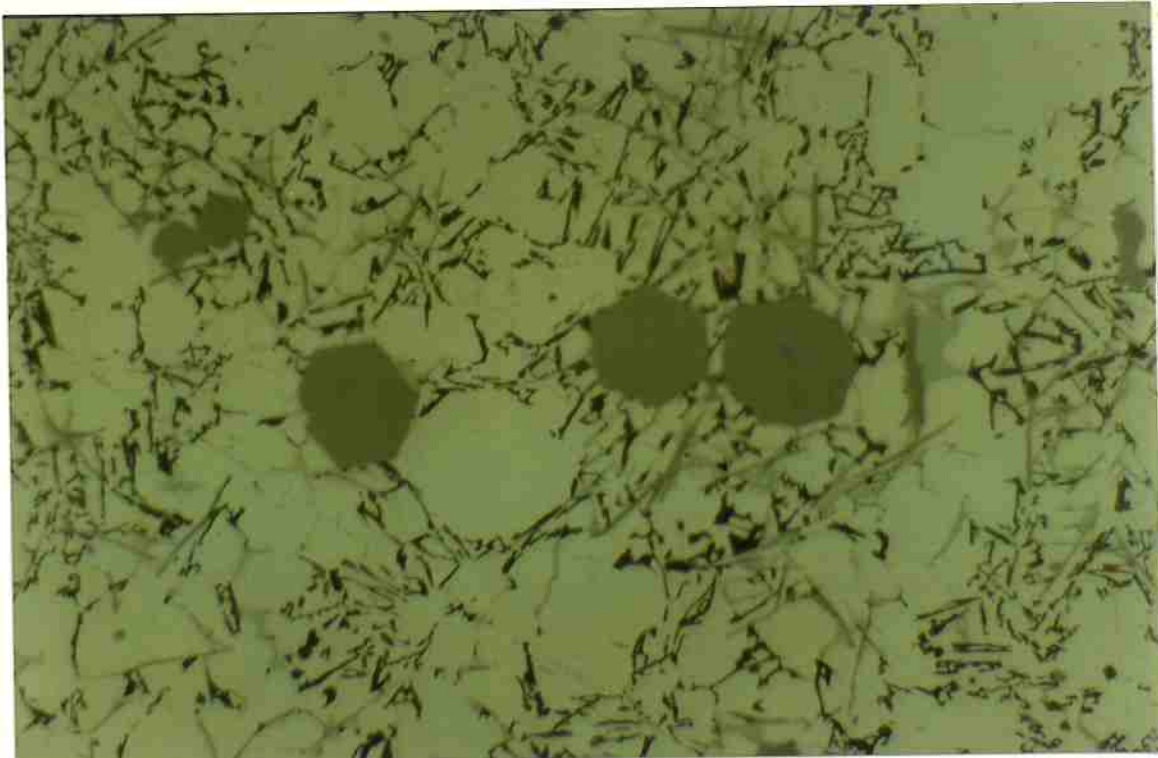


fig. 33: detalhe das partículas com morfologia hexagonal (aumento: 1000X).

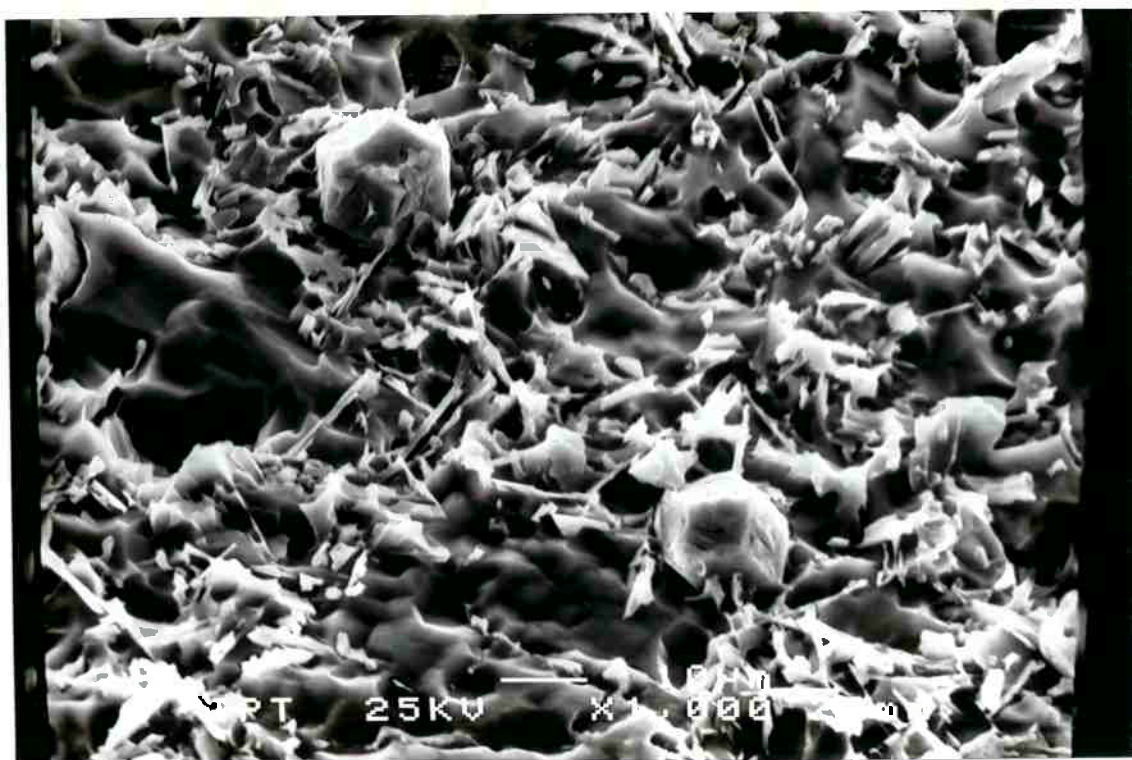


fig. 34: micrografia com ataque profundo mostrando a forma em três dimensões da fase hexagonal (aumento: 1000X).

## 7-DISCUSSÃO

A formação da fase Fe- $\beta$  decorre de vários fatores, sendo os principais: velocidade de resfriamento, adição de manganês e superaquecimento do banho.

O corpo-de-prova com morfologia de escrita chinesa foi vazado à temperatura de 780°C. Este fato confirma os resultados de Lakshmanan et al<sup>(22)</sup>, que afirma que a temperatura do banho de 750°C causa a formação predominante de Fe- $\alpha$ , para uma liga com 0,5%Mn.

A influência da velocidade de resfriamento na morfologia das fases de ferro é função do teor de manganês na liga. A presença de Mn favorece a formação da fase Fe- $\alpha$  em condições de equilíbrio, isto é, a fase  $\alpha$  torna-se estável. Todas as ligas estudadas contém manganês, logo, segundo Bäckerud<sup>(18)</sup>, só se observa agulhas em velocidades de resfriamento elevadas. Esta informação contradiz os resultados obtidos neste estudo, pois a fase Fe- $\beta$  foi obtida para velocidades de resfriamento da ordem de 1,2°C/s.

A influência do manganês na morfologia das fases contendo ferro é afetada pela velocidade de resfriamento, como pode ser observado nos corpos-de-prova com morfologia de fase de ferro dendrítica e massivo. Estas duas ligas tem relação Fe/Mn de 2,4, porém as diferentes velocidades de resfriamento levaram à obtenção de diferentes fases, confirmando as conclusões de Ananthanarayanan<sup>(1)</sup>.

No presente estudo, a relação Fe/Mn varia entre 2,0 e 3,8. A morfologia de agulhas primárias e agulhas secundárias tem relação Fe/Mn de 2,4 e 3,7 respectivamente, enquanto que a fase Fe- $\alpha$  tem relação Fe/Mn igual a 2,0. A elevada relação Fe/Mn dos corpos-de-prova com agulhas é a provável causa da formação destas fase.

## BIBLIOGRAFIA

- 1-ANANTHANARAYANAN, L.; SAMUEL, F.H.; GRUZLESKI, J.E. Crystallization Behavior of Iron Containing Intermetallic Compounds in 319 Aluminum Alloy. **Metallurgical and Materials Transactions**, v.25A, p.1761-1773, Aug. 1994
- 2-MONDOLFO, L.F. **Aluminum Alloys: Structure and Properties**, Butterworths, London, 1978.
- 3-CREPEAU, P.N. The Effects of Iron in Aluminum-Silicon Casting Alloys: A Critical Review. AFS 99<sup>th</sup> CASTING CONGRESS, Kansas City, April 1995.
- 4-**Metals Handbook**, Ninth Edition, v 15, p 295.
- 5-ELIJAH, L. How to Overcome Die Soldering in Aluminum Alloys. **Metal Progress**, v.82, p.111-112, 1962.
- 6-HATCH, J.E. **Aluminum: Properties and Physical Metallurgy**. ASM International, Metals Park, OH, 1984.
- 7-**Atlas Metalográfico - liga 380**. IPT, agosto 1994.
- 8-COUTURE, A. Iron in Aluminum Casting Alloys - A Literature Survey. **AFS International Cast Metals Journal**, v.6, n. 4, p.9-17, Dec. 1981.
- 9-WEI, D.C. Rim Section Fatigue Results of Various Cast Aluminum Wheels. **AFS Transactions**, v.98, p.681-688, 1983.

- 10-SHABESTARI, S.G.; GRUZLESKI, J.E. Gravity Segregation of Complex Intermetallic Compounds in Liquid Aluminum-Silicon Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions**, v.26A, p.999-1006, April 1995.
- 11-GRANGER, D.A. Investigation of a Star-Like Intermetallic Phase Occurring in Alloy 339. **AFS Transactions**, v.126, p.379-383, 1991.
- 12-GOWRI, R.; SAMUEL, F.H. Effect of Alloying Elements on the Solidification Characteristics and Microstructure of Al-Si-Cu-Mg-Fe 380 Alloy **Metallurgical and Materials Transactions**, v 254, p.437-448, Feb. 1994.
- 13-ANANTHANARAYANAN, L; SAMUEL, F.H.; GRUZLESKI, J.E. Thermal Analysis Studies on the Effect of Cooling Rate on the Microstructure of 319 Aluminum Alloy **AFS Transactions**, v.141, pg.383-391, 1992.
- 14-GUSTAFSSON, G.; THORVALDSSON, T.; DUNLOP, G.L. The Influence of Fe and Cr on the Microstructure of Cast Al-Si-Mg Alloys. **Metallurgical Transactions**, v.17A, p.45-52, January 1986.
- 15-BRUN, R.E. **Metalurgical Abstracts**, v.13, p.205, 1946.
- 16-KHUDOKORMOV, D.N.; GALUSHKO, A.M.; LEKAKH, S.N. Influence of Modification on the Form of Fe-rich Inclusions in Al Alloys. **Russian Casting Productions**, n.5, p.198-199, May 1995.
- 17-IGLESSIS, J.; FRANTZ, C.; GANTOIS, M. Condition de Formation des Phases au Fer dans les Alliages Aluminium-Silicium de Purete Comerciale. **Mémoires Scientifiques Revue Métallurgie**, n.4, anné 74, p237-242, avril 1977.
- 18-BÄCKERUD, L.; CHAI, G.; Tamminien, J. Solidification Characteristics of Aluminum Alloys. **AFS/SkanAluminum**, Oslo, vol.2, 1990.

- 19-XIUFANG, B.; GUOHUA, Z.; JIAJ, M. The Spheroidisation of Needle Form Iron Compounds in an Al-Si Alloy. **Cast Metals**, v. 5, n.1, p39-41, 1992.
- 20-AWANO, Y.; SHIMIZU, Y. Non Equilibrium Crystallization of Al-Fe-Si Compound in Melt Superheated Aluminum-Silicium Alloy Castings **AFS Transactions**, v.76, p.889-895, 1990.
- 21-Análise Térmica de Ligas de Alumínio Fundidas. **IPT - Relatório Técnico 32.845**.
- 22-LAKSHMANAN, A. N.; SHABESTARI, S. G.; GRUZLESKI, J. E. Microstructure Control of Iron Intermetallics in Al-Si Casting Alloys. **Zeitschrift für Metallkunde**, Band 86, Heft 7, p.457-464, Juli 1995.