

INFLUÊNCIA DO TiBAL NA MORFOLOGIA E TAMANHO DE FASES AlFeSi NA LIGA DE ALUMÍNIO

Jonas Silva Filho¹, jonas.silva@alcoa.com.br
Yogendra Prasad Yadava², yadava@ufpe.br
Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira², ras@ufpe.br

¹Alcoa Alumínio SA – Rodovia PE 5 Km, CEP 53.700-000, Itapissuma-PE,

²Nome Universidade Federal de Pernambuco; Departamento de Engenharia Mecânica, Av. Ac. Hélio Ramos s/n, Cidade Universitária, CEP 50.740-530, Recife-PE

Resumo: A influência do refinador na morfologia e tamanho de fases AlFeSi na liga de alumínio AA 8011 produzida por “Twin-Roll Casting” foi estudada a partir de diferentes teores de adição de TiBAL. Apesar da alta taxa de solidificação, típica do “Twin-Roll Casting” (TRC), o material tende a revelar macros e micro-segregações herdadas da solidificação dendrítica em escala muito fina DAS (Dendrite Arm Spacing). As segregações são muito pronunciadas na superfície e no plano central da chapa. No plano central podem ocorrer desde leves até severas segregações, conhecidas por “centerline segregation” (cls). A velocidade de fundição e a espessura da chapa bem como a força de separação ou carga de modelação, têm grande influência no comportamento da segregação e grandes variações na microestrutura bruta podem ser obtidas quando variam esses parâmetros. O efeito da adição de TiBAL mostrou que através do controle do GRF (Fator de Restrição do crescimento de Grão) fica fácil controlar a necessidade de adicionar ou reduzir a quantidade de refinador na fusão. Neste trabalho, a metalografia tradicional e a caracterização de fases foram feitas com auxílio de EDS. Os resultados dos experimentos mostraram que a área média (μm^2) das segregações dominantes ($\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$) no plano central, do material bruto de fusão, foi reduzida em torno de 55% quando o GRF foi aumentado de 15.8 para 19.2. As fases $\alpha_{\text{h}}(\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si})$ grosseiras, com até 30 μm , presentes na mesma região das amostras foram suprimidas e mantiveram-se os tamanhos inferiores a 5 μm para GRF maior que 19.2. As análises feitas nesse material após um recozimento em alta temperatura (560°C durante 03 horas) apresentaram forte dispersão das segregações ($\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$) no plano central, enquanto que as fases $\alpha_{\text{h}}(\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si})$ grosseiras mantiveram-se intactas, enquanto a respectiva supressão foi preservada para GRF maior que 19.2. Portanto, pode-se concluir que a taxa de adição do TiBAL influencia na morfologia e no tamanho de fases AlFeSi na liga AA8011.

Palavras-chave: Efeito da adição do TiBAL; Refino microestrutural; TiBAL e tamanho de fases AlFeSi

1. INTRODUÇÃO

Neste trabalho serão abordados alguns aspectos fundamentais da aplicação do refinador de grão liga AlTi5%B1%, em produtos de fundição contínua, especificamente em liga do grupo Al-Fe-Si com teor de Alumínio 97,5%, quanto à respectiva influência na morfologia e tamanho de fases AlFeSi. Na bibliografia, o refinador de grão tem sido explorado como agente da nucleação para o refino de grão. Enquanto o tamanho de fases sempre esteve associado ao espaçamento interdendrítico, que está correlacionado à composição química e à taxa de resfriamento que é resultante dos parâmetros de fundição (velocidade, temperatura do metal, espessura da chapa, da força de empuxo ou carga de modelação). Essas variáveis têm grande influência no comportamento da segregação e grandes variações na microestrutura bruta de solidificação podem ser obtidas quando esses parâmetros variam. O rápido avanço da frente de solidificação TRC apenas eleva o potencial de nucleação. Porém, necessita de elevadas taxas de adição de refinador, (STUART, 1995). Nas tentativas de reduzir a segregação do plano central através da força de empuxo, surgiram importantes restrições associadas às limitações de equipamento. Diante das restrições observou-se que a adição suplementar do refinador AlTi5%B1% seria uma alternativa, para a obtenção de baixa intensidade de segregação no plano central e evitar a formação de partículas grosseiras de fases AlFeSi. Existem opiniões sobre a fundição TRC, a de que fundir em espessuras mais finas, resulta em alta taxa de solidificação com refinada estrutura metalúrgica e finas partículas de eutético. Estudiosos têm mostrado que isto não é necessariamente o caso, (DAALAND, 1997). Stuart observou que a adição do refinador de grão AlTi5%B1% resulta na redução de cls. O efeito da adição de TiB nos leva a conclusão de

que através do Fator de Restrição do crescimento de Grão (GRF) é factível controlar a taxa de adição do refinador na liga. Dado que o Titânio é o elemento que oferece o maior parâmetro de super resfriamento constitucional (P), entre os elementos químicos estudados, (GRANGER, 1998), (EASTON, 2001). Através da metalografia tradicional e da caracterização de fases com EDS, observou-se no material bruto de fusão uma redução de 55% na área média (μm^2) das segregações ($\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$), dominantes no plano central, quando o GRF inicial de 13,9 com o Ti% 0,018 foi aumentado para 17,3 com o Ti% 0,034, o equivalente a 24% em relação ao experimento inicial. As fases grosseiras $\alpha_h(\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si})$ com tamanho de até $30\mu\text{m}$, presentes nessa região, foram drasticamente suprimidas quando o GRF atingiu 16,8 para o Ti% 0,032 e mantiveram-se abaixo de $5\mu\text{m}$ para o GRF maior que 17,3 com o Ti% 0,034. O material depois de recozido em alta temperatura (560°C durante 03 horas) apresentou forte dispersão das segregações ($\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$) no plano central, enquanto as fases $\alpha_h(\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si})$ grosseiras mantiveram-se aparentemente inalteradas, devido à elevada energia de ativação (E) necessária para a transformação. É importante esclarecer, a pesquisa bibliográfica direcionou os estudos para o teor de Titânio. Entretanto, os resultados obtidos estão diretamente correlacionados à taxa de adição do refinador (kg/ton.) em função da quantidade de TiB_2 adicionado na liga. Cada intermetálico de TiB_2 contido no refinador de grão TiBAI , é um potencial nucleante liberado no alumínio fundido, (SIGWORTH, 1986). As segregações no plano central da chapa podem ocorrer desde leves até severas segregações, (Fig 1.), análoga às segregações encontradas em lingotes e placas, (BIROL, 1998).

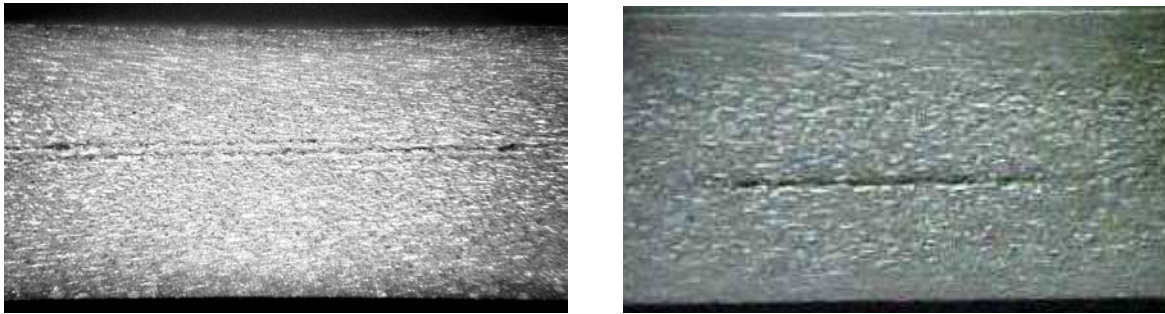


Figura 1. Macrografia da secção longitudinal de uma chapa mostrando segregação no plano central. Em a, segregação considerada leve. Em b, segregação considerada severa.

Para algumas aplicações específicas que utilizam lâminas de Alumínio com espessura micrométrica, tem sido observado que a intensidade da segregação no plano central é uma componente fundamental para a qualidade de alguns produtos.

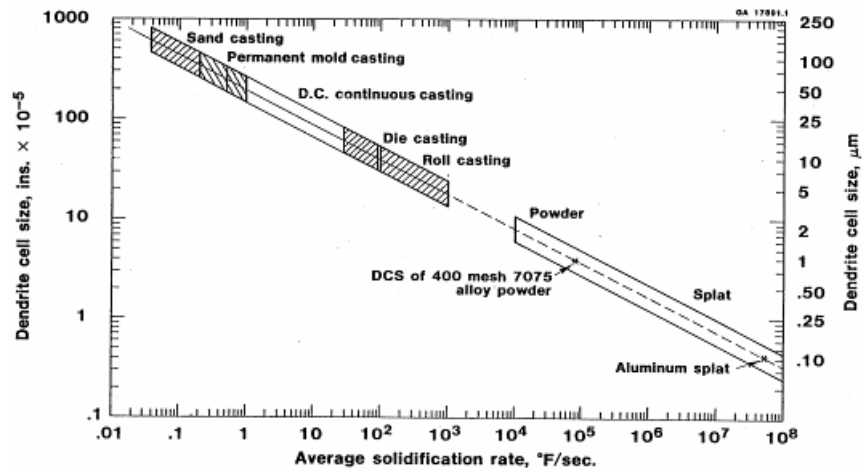


Figura 2. Tamanho de célula dendrítica em função da taxa de resfriamento (GRANGER, 1998).

O Tamanho de célula é uma função da taxa de resfriamento local. Como consequência, o tamanho de célula dendrítica varia rapidamente com o resfriamento na superfície e mais lentamente no centro da chapa. Dado que a taxa de resfriamento local é um fator crítico para a microestrutura a zona de coleta das amostras foi demarcada nos rolos, com o objetivo de preservar a condição de solidificação. A relação entre o tamanho de célula e a taxa de resfriamento pode ser representada pela expressão:

$$D = k\theta^{-n} \quad \text{Eq.(2.1)}$$

onde D é o tamanho de célula (μm), k é a constante da liga com valor em torno de 35, Θ é a taxa de resfriamento em (K/s) e n o expoente com valor em torno de 0.33. Essa relação foi obtida por (GRANGER, 1998) a partir da qual foi encontrado o diagrama da figura da fig. 2.

A estrutura dendrítica, pensada fina devido à elevada taxa de solidificação, típica do processo TRC, não se apresenta perfeitamente uniforme ao longo da espessura da chapa. O espaçamento interdendrítico secundário (SADS) cresce proporcionalmente a partir da superfície, atingindo o máximo no centro chapa. Enquanto (SADS) na superfície era $6 \mu\text{m}$, no centro era duas vezes maior. É importante observar que próximo ao centro da chapa TRC a velocidade de resfriamento é bem menor e comparável às taxas de resfriamento do processo de fundição em coquilha de aço sob pressão. O crescimento gradual da superfície para o centro foi evidenciado também pelo tamanho dos intermetálicos no centro da chapa, medindo aproximadamente o dobro daqueles encontrados na superfície. Uma característica dos traços nos cortes transversais foi um conjunto de segregações que puderam ser facilmente identificadas a olho nu sobre o perfil atacado da amostra. Essas segregações estavam espaçadas mais ou menos igual uma das outras e tinham fortes marcas ao longo da largura no plano central da chapa, Fig. 3 abaixo.

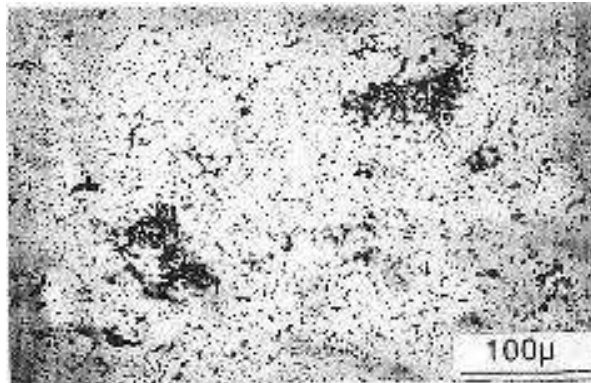


Figura 3. Característica da segregação cls na secção transversal.

Essa inferência partiu da análise de uma série de cortes transversais, cada um aproximadamente com 100 mm , que dividiam canais contínuos, mais ou menos paralelos um ao outro, ao longo do comprimento da chapa (BIROL, 1998).

1.1 O efeito dos parâmetros TRC na microestrutura da chapa

A velocidade e a espessura da chapa bem como a força de empuxo do TRC têm grande influência no comportamento da segregação. Grandes variações na microestrutura bruta podem ser obtidas quando a espessura é reduzida e a velocidade aumentada. A tendência de segregação aumenta com a velocidade e com a espessura da chapa, bem como quando a força de empuxo é baixa. A força de empuxo quando alta exerce efeito favorável diminuindo a segregação. (ERTAN, 2000). A intensidade empuxo do metal solidificado contra os rolos é o produto da área de contato (entre o rolo e o material) pela unidade média de pressão sobre os rolos, durante um passe de laminação. Existem muitas opiniões, sobre a fundição TRC, como a de que fundir em espessuras mais finas resulta em alta taxa de solidificação com refinada estrutura metalúrgica e finas partículas eutéticas. Investigações têm mostrado que isto não é necessariamente o caso (DAALAN, 1997). Experimentos para determinação do tamanho de célula DAS/cs (*cell spacing*) na liga AA8111, usando as mesmas condições de refino de grão em chapas de 2 e 6 mm, mostraram os respectivos DAS da Tab 1. O DAS/cs (*cell spacing*) decresce do centro para a superfície como consequência da baixa taxa de resfriamento na região central. Grãos equiaxiais sugerem que a solidificação nesse caso ocorreu na zona pastosa

Tabela 1. Espaçamento celular na liga AA8111. (DAALAN, 1997).

Espessura (mm)	DAS/cs (μm)
6	4,2 - 7,4
2	12,6 - 16,8

e o líquido permaneceu mais tempo no estado de super resfriamento constitucional. As novas tecnologias de fundição TRC com baixa espessura e alta velocidade não querem dizer que fornecerão significativas taxas de resfriamento durante a fundição. De modo contraditório, fundições de chapas com baixas espessuras e altas velocidades introduzem diferentes e novas formas de segregação Fig.4, como resultado do crescimento e da distribuição de partículas, quando comparadas com o material fundido em 6 mm (DAALAN, 1997).

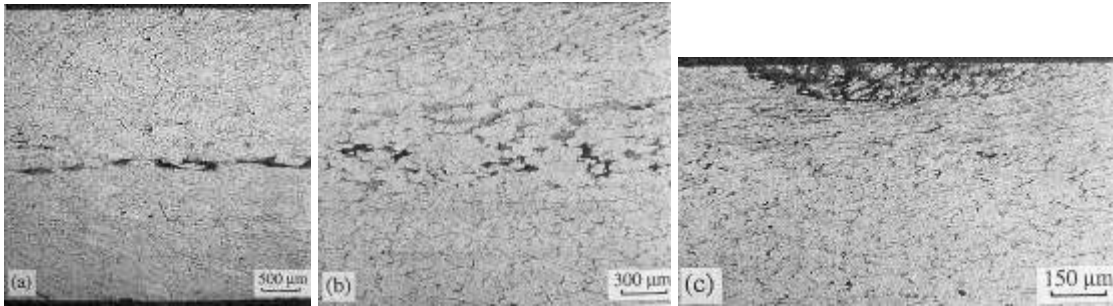


Figura 4. Micrografias mostrando padrões típicos de segregação na liga AA8111. a) segregação no centro (4 mm), b) segregação dispersa (3 mm), c) segregação superficial (2 mm). (DAALAN, 1997).

1.2 O efeito do TiBAl na microestrutura da chapa TRC

Foi observado por (STUART, 1995), que a adição refinador de grão AlTi5%B1% resultava na redução da cls. Restrições às elevadas cargas ou força de separação reforçaram a necessidade do entendimento da influência do TiB na obtenção de microestruturas refinadas em lâminas de TRC. Segundo Lennart (2001, 2004) e Easton (2001, 2004), existem dois parâmetros que devem ser usados para quantificar o efeito do soluto sobre o tamanho de grão nos fundidos:

Fator de Restrição do crescimento de Grão:

$$GRF = Q = \sum C_{o,i} m_i (k_i - 1) \quad \text{Eq.(2.2)}$$

Parâmetro de super resfriamento constitucional:

$$P = \sum C_{o,i} m_i (k_i - 1) k_i^{-1} \quad \text{Eq.(2.3)}$$

onde $C_{o,i}$ refere-se a concentração de cada elemento individual presente no líquido, m_i representa a inclinação da linha líquidus e k_i representa o coeficiente de partição de cada elemento no sistema binário Al-i. O efeito da adição do Titânio refinador mostrado na Fig. 5, indica que através do GRF é factível o controle da adição do refinador. O AlTi5%B1%

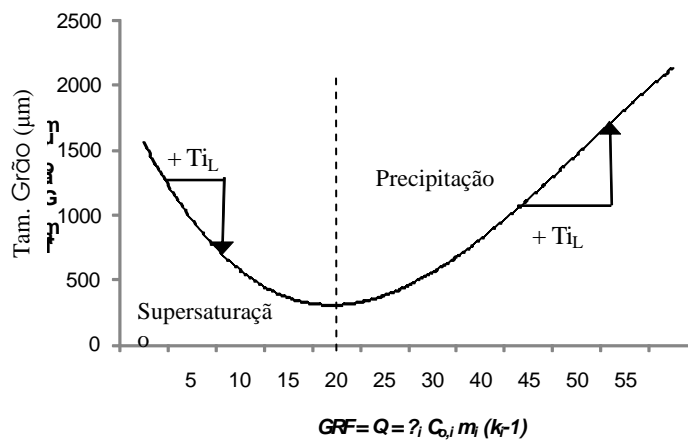


Figura 5. Efeito da adição do Titânio no tamanho de grão (LENNART, 2001).

contém 2,2% de Ti associado às partículas insolúveis de TiB_2 . Os 2,8% remanescentes poderão entrar em solução e contribuir com o efeito do soluto. O número de partículas de TiB_2 atua como bons sítios nucleantes e determinam o grau de possibilidades de refino com referência ao fator de restrição Q (LENNART, 2001).

A magnitude relativa de Q e P para vários elementos solutos pode ser comparada usando os dados das colunas $m(k-1)$ e $m_i (k_i - 1) / k$. Os dados para Al-Ti foram extraídos do (MCCARTNEY, apud EASTON, 2001).

Tabela 2. Dados necessários para o cálculo do fator Q e do parâmetro de subresfriamento P de vários elementos do soluto.

Elemento	k_i	m_i	Max. Conc. (% _{peso})	$m(k_i-1)$	$m(k_i-1)/k$
Ti	7-8	33.3	0.15	216	29
Ta	2.5	70	0.10	105	42
V	4.0	10.0	~0.1	30.0	7.5
Hf	2.4	8.0	~0.5	11.2	4.7
Mo	2.5	5.0	~0.1	7.5	3.0
Zr	2.5	4.5	0.11	6.8	2.7
Nb	1.5	13.3	~0.15	6.7	4.4
Si	0.11	-6.6	~12.6	5.9	53.4
Cr	2.00	3.5	~0.4	3.5	1.8
Ni	0.007	-3.3	~6	3.3	468.1
Mg	0.51	-6.2	~3.4	3.0	6.0
Fe	0.02	-3.0	~1.8	2.9	147.0
Cu	0.17	-3.4	33.2	2.8	16.6
Mn	0.94	-1.6	1.9	0.1	0.1

2.0. MATERIAIS E MÉTODOS

A liga de Alumínio AA8011, com densidade 2,71 g/cm³ foi produzida em TRC. Duplas de amostras foram extraídas das lâminas no estado bruto de fusão, sendo uma parte delas recozidas a 560°C durante 03 horas. As amostras foram extraídas de oito experimentos, nos quais foi alterada apenas a taxa de adição do refinador de grão. As lâminas foram fundidas com largura 1750 mm x 6,0 mm de espessura. Os teores dos elementos da liga foram ajustados dentro dos limites da NBR 6835 / “Aluminum Association – Rev. Apr/2006” e mantidos constantes para todos os experimentos, conforme mostra a Tab. 3.

Tabela 3. Composição química dos testes

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
AA8011	0.5	0.7	0.001	0.007	0.001	0.001	0.003	Ver Tab. 3.3

A composição química foi feita em Espectrômetro de emissão ótica Mod. ARL 3460 AES, sobre corpos de prova ASTM 307. O refinador de grão utilizado foi uma liga comercial de Alumínio Titânio Boro com Ti 5% e B 1%, no formato de vergalhão com 9,1 mm de diâmetro, aplicado durante o processo de fundição. As taxas de adição aplicadas variaram de 0,8 a 4,9 kg/ton. da liga produzida, cujos teores de Titânio ficaram entre 0,018 e 0,043%, produzindo os fatores de restrição do crescimento de grão Q conforme Tab.4. O refinador foi adicionado à distância de 3 metros da zona de solidificação para alcançar tempo de contato. A amostragem ocorreu 20 minutos após o ajuste da taxa de adição do refinador, para cada experimento. No teste #1 não foi adicionado refinador durante a fundição. É importante registrar que no metal de origem, para todos os experimentos, continha um teor residual de Ti igual a 0,018%. Os experimentos foram feitos em área produtiva e as condições laboratoriais ficaram restritas aos recursos disponíveis e não foi possível produzir com um teor residual Titânio máximo de 0,006% (teor histórico do Ti, como impureza do Alumínio primário). As variáveis do processo, composição química, velocidade, temperatura do metal, distância do bico injetor em relação aos rolos, entre outras, interferem de modo interdependente nas características microestruturais da lâmina. Portanto, exceto a taxa de adição do refinador, as demais variáveis foram mantidas inalteradas com o objetivo de torná-las mutuamente excludentes durante a solidificação da liga.

Tabela 4. Adição do refinador de grão nos experimentos.

Experimento	TiB 5:1 (kg/ton.)	Ti %	$\sum_i m_i c_{o,i} (k_i - 1) = Q (*)$	P
1	-	0,018	13,81	0,91
2	0,8	0,022	14,70	0,96
3	1,4	0,025	15,33	1,01
4	2,7	0,032	16,78	1,10
5	3,1	0,034	17,23	1,13

6	4,0	0,038	18,12	1,19
7	4,3	0,040	18,49	1,21
8	4,9	0,043	19,09	1,25

(*) os valores para m_i e k_i poderão ser encontrados na Tab. 2.4

Amostras medindo (150 x 35) mm foram cortadas das chapas de cada experimento, usinadas e atacadas numa solução de H₂O + HNO₃ + HCl durante (15 a 30) segundos, para os exames macrográficos. Em seguida corpos de prova foram preparados para exames micrográficos, cujas análises quantitativas de fases ficaram restritas às médias das máximas segregações detectadas nas varreduras feitas ao longo da espessura das amostras, na secção transversal ao sentido de laminação, seguidas de polimento e ataque com solução de HF 0,5%, durante 20 segundos. A quantificação e caracterização de fases foram feitas com auxílio de microscópio ótico, analisador de imagem LEICA Q-600 e com Espectrômetro de Energia Dispersiva EDS em Microscópio Eletrônico de Varredura MEV - Leica Q440Si.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

As macrografias pertencem ao material no estado bruto de fusão (“*as Cast*”) observado na secção transversal e longitudinal da chapa. Na Figura.6, forte segregação representada pelos pontos pretos horizontalmente alinhados próximo ao centro das amostras, grãos grosseiros e colunares. O ataque químico permitiu apenas uma visualização parcial de algumas faces dos grãos refletidas em branco. Na S_1 da Fig. 7, a segregação aparece na forma de canais parcialmente alinhados e mais ou menos paralelos um ao outro ao longo do comprimento da chapa. Na Figura.8, a segregação na S_1 ainda aparece muito forte próxima ao centro da amostra. Na Fig. 9, a segregação na linha de centro ou plano central da chapa, já não é mais vista com a taxa de adição 2,7 kg/ton. e as demais segregações encontram-se dispersas, próximo as camadas subsuperficiais, com algumas formações perceptíveis a nível macrográfico.

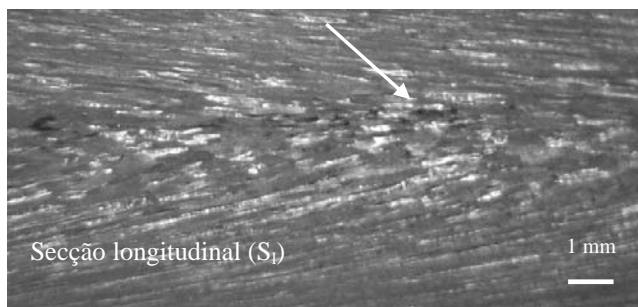


Figura 6. Teste 1. Ti 0,018% (sem adição suplementar do refinador de grão).

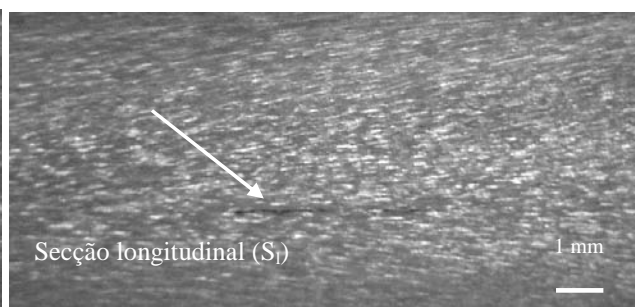


Figura 7. Teste 2. Ti 0,022% (taxa de adição 0,8 kg/ton.)

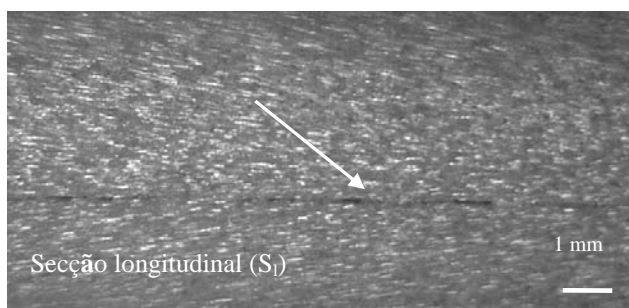


Figura 8. Teste 3. Ti 0,025% (taxa de adição 1,4 kg/ton.)

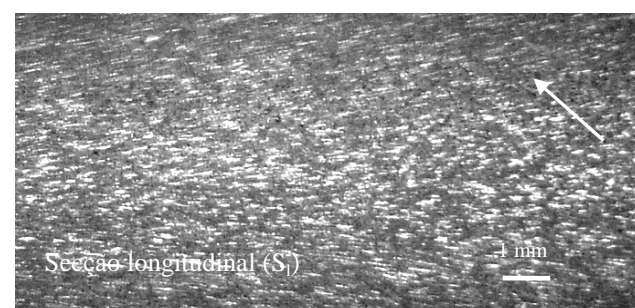


Figura 9. Teste 4. Ti 0,032% (taxa de adição 2,7 kg/ton.)

Essas segregações devem-se provavelmente às condições termodinâmicas, nas quais o líquido rico em elementos de liga, perdendo temperatura durante a solidificação, inicia o crescimento dos núcleos do eutético na zona de transição entre a casca sólida e o líquido remanescente. Nessa zona a energia ΔG_v é muito baixa para impedir o crescimento dos núcleos. Nos testes 6 a 8, representados pelas Figs. 10, e 11, a segregação subsuperficial aparece

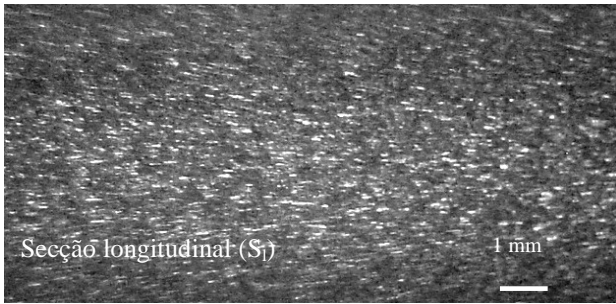


Figura 10. Teste 6. Ti 0,038% (taxa de adição 4,0 kg/ton.)

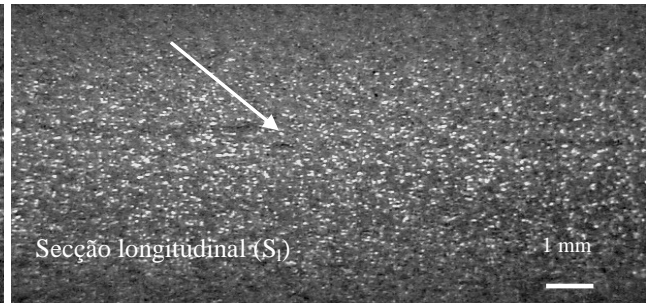


Figura 11. Teste 8. Ti 0,043% (taxa de adição 4,9 kg/ton.)

ligeiramente mais intensa. No teste 8, Fig. 11, a segregação reaparece com leve intensidade na linha de centro, possivelmente associada à supersaturação do soluto devido à alta taxa de adição de refinador de grão e pela presença do TiB_2 em excesso. Segundo (STUCZYNSKI, 2003), o refinador age em duas direções. A primeira, pelo aumento do número de grãos a partir do líquido que faz com que a concentração dos elementos do soluto Fe e Si aumente. Nessas condições pode-se observar um aumento do número de precipitados de fases intermetálicas com tendência acentuada para a formação de grão eutético. A segunda, pelo fator que afeta o tipo e a morfologia dos precipitados de fases, que são livres núcleos ativos de cristalização, que provavelmente pelo excesso de TiB_2 , assumem um papel passivo na nucleação da solução sólida, causando a nucleação de fases $AlFeSi$ ou a formação de grão eutético. Segundo (HUMEROTARY, 1966), a nucleação heterogênea ocorre predominantemente nos contornos de grão, discordâncias ou nas inclusões. Dado que, por definição, necessita de uma interface ou superfície para ocorrer, (FERREIRA, 2002). Uma liga de composição X da Fig.12, à temperatura T1 é uma solução sólida homogênea de B em A; na temperatura T2 foi ultrapassado o limite de solubilidade e o resultado é uma mistura de solução sólida de composição α e de precipitado de composição C. A liga X quando aquecida de T1 a T_e , as características macroscópicas são homogêneas, mas, existem flutuações estatísticas de composição a nível atômico, algumas constituindo núcleos que podem crescer até chegar à formação da fase que está precipitando. No intervalo T1 – T_e , os núcleos subcríticos estão continuamente formando-se e dissolvendo-se, porque, para crescer teria que haver um aumento da energia livre ΔG Fig.13. À medida que a temperatura cai e a solução sólida de composição X torna-se supersaturada, ΔG_v cresce, tornando-se cada vez mais negativa e tanto r_0 como a energia de ativação diminuem. No processo de nucleação só ocorre à formação do núcleo estável quando o raio do mesmo é maior do que o raio crítico r_0 . Com o crescimento da super resfriamento constitucional P em consequência da adição do Titânio refinador, a supersaturação torna ΔG_v , cada vez mais negativa, Fig.13.

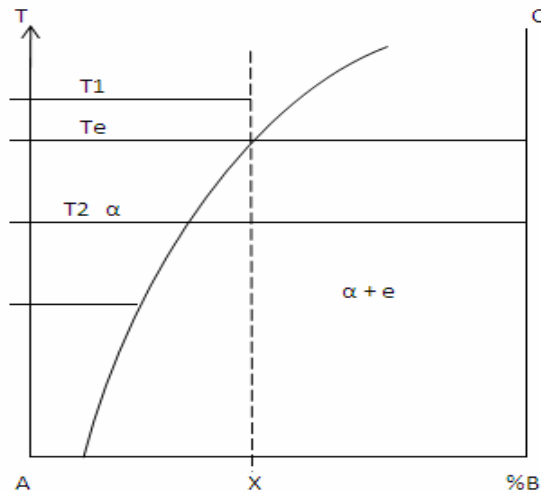


Figura 12. Esquema de uma solução de átomos do elemento B em A.

Por outro lado, a energia de superfície ΔG_s cresce com a quantidade de intermetálico TiB_2 adicionado, promovendo o crescimento do raio crítico r_0 e diminuindo a probabilidade de crescimento do núcleo bem como a condição estável que somente ocorre quando o raio $r > r_0$. No final da solidificação com o aumento de ΔG_v e a diminuição de r_0 , ocorre a

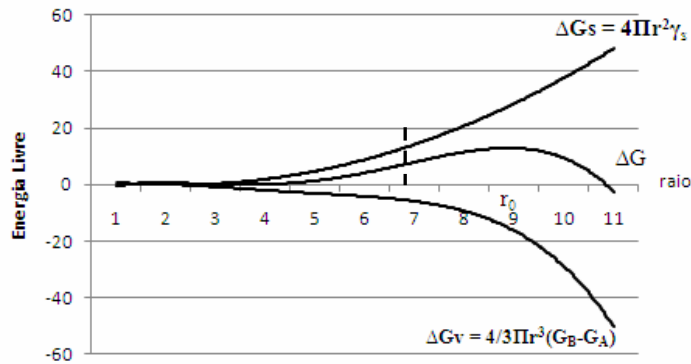


Figura 13. Relação entre as energias livre de formação ΔG_v , de superfície ΔG_s de um núcleo e o raio, r .

inversão, surgindo a condição $r > r_0$ que permite a formação do núcleo estável. Desse modo, justifica-se o surgimento de grãos eutético lamelares ou simplesmente segregações mais grosseiras a partir da taxa de adição de refinador 4,3 kg/ton. da liga em teste. Nas análises de fases, a área segregada na amostra com Titânio 0,018% atingiu valores médios da ordem de $700 \mu\text{m}^2$ Fig.14. Para as taxas de adição crescentes até 1,4 kg/ton (Ti 0,025%) obteve-se uma redução de 59% na área média de segregação. Entretanto, no intervalo Ti% 0,025 a 0,034% onde o fator de restrição Q transita entre 15,3 e 17,2 a área média das partículas segregadas manteve-se entre 270 e $350 \mu\text{m}^2$. Para os teores de Titânio acima de 0,034% ocorreu um crescimento médio da ordem de 60% em relação ao intervalo (a-a') de área mínima segregada. Esse fenômeno poderá estar associado à supersaturação do soluto tornando a partir de 0,034% de Titânio o ΔG_v , relativamente mais negativo e consequentemente aumentando a probabilidade de crescimento de núcleos. Fazendo um paralelo do gráfico fig.14 com o da fig.5, observa-se forte correlação, podendo-se deduzir que a área das segregações está associada à atividade de nucleação no estado de super resfriamento constitucional. O crescimento da área segregada para teores de titânio acima de 0,025% deve-se possivelmente à formação de aglomerados de TiB_2 causados pela super população desses intermetálicos que pode comprometer a eficácia do refinador. Esses aglomerados do intermetálico produzirão núcleos com raio $r > r_0$ crítico, permitindo o respectivo crescimento. A título de informação, o refinador AlTi5\%B1\% contém da ordem de 10^8 partículas intermetálicas por centímetro cúbico (SIGWORTH, 1986). A partir da taxa de adição 2,7 kg/ton (Ti 0,025%) até 4,9 kg/ton (Ti 0,043%), o número estimado de intermetálicos cresce respectivamente de 45 a 150×10^9 partículas por centímetro cúbico.

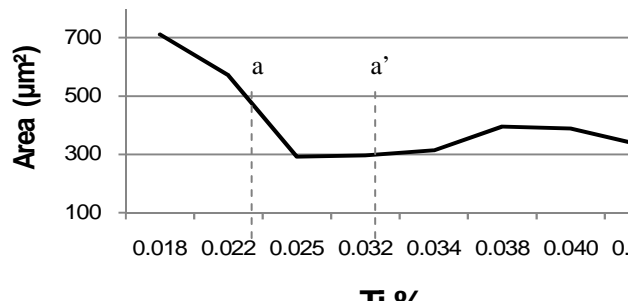


Figura 14. Comportamento das áreas das segregações em função da taxa de adição de titânio refinador.

A curva de tendência da Fig.15 confirma a hipótese de que taxas de adição dentro dos limites de padrões regulares para o refino de grão (em torno de 2,0 kg/ton) não atendem aos requisitos para alcançar baixas intensidades de segregação, tamanho de fases e isenção de partículas intermetálicas grosseiras. O tamanho de grão é reduzido já a partir da adição de 0,8 kg/ton., segundo (BACKERUD, 2004). A partir de 2,7 kg/ton. de adição de TiBAl o crescimento de grão se estabiliza em torno de $100 \mu\text{m}$. Resultado similar foi obtido quando o tamanho médio de partículas da fase α_h foi medido. O tamanho de grão e o intermetálico α_h diminuem a partir da taxa de adição de 1,4kg/ton., mas, a respectiva estabilização dimensional só ocorre a partir de 3,1kg/ton. de adição, de modo defasado em relação à estabilização do tamanho de grão Fig.15. O fenômeno pode ser justificado através da teoria da nucleação, partindo-se do princípio de que o α_h tem alta energia de ativação sendo necessário elevar o nível de energia ΔG_s para promover o crescimento do raio crítico r_0 , através do aumento da taxa de adição de refinador e desse modo retardar a condição de crescimento do núcleo α_h . Análise microestrutural na secção transversal.

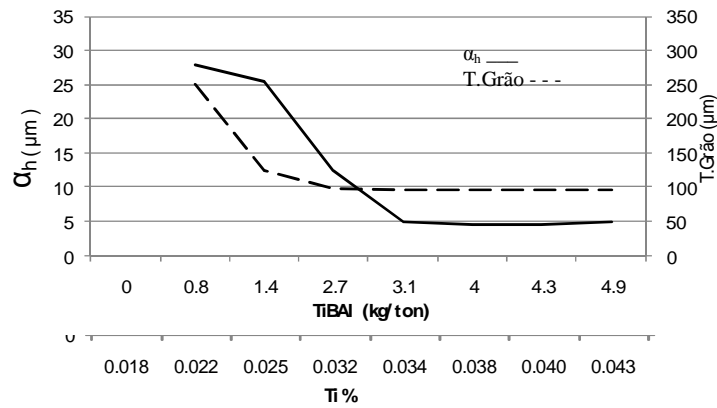


Figura 15. Tamanho médio de fase α_h (Al_8Fe_2Si) e tamanho de Grão em função da taxa de adição de titânio refinador, (BACKERUD, 2004).

A sequência das Figuras 16 a 20 representam (a) material como fundido (“as Cast”) e (b) o material recozido a 560°C/3h. Na microestrutura do material Fig. 16 a, observam-se a presença de fases eutéticas ($\beta-Al_5FeSi$) e entre as lamelas, fases α_h (Al_8Fe_2Si) ou α_c ($Al_{12}Fe_3Si$); em b, após o recozimento a 560°C durante (3 horas), as fases eutéticas foram suprimidas, porém, o tratamento térmico foi incapaz de reduzir a heterogeneidade e o tamanho das partículas α_h . Isso mostra, que mesmo sendo uma fase metaestável, o α_h tem alta energia de ativação para decomposição ou dissolução. A Fig.17 a e b, mostra que a taxa de adição do refinador 1,4 kg/ton. ainda não é capaz de suprimir a formação dos intermetálicos α_h e α_c grosseiros. Possivelmente, essa ineficácia poderá ser uma consequência da influência da energia de superfície ΔG_s , insuficiente para produzir o crescimento do raio crítico r_0 que favoreceria a supersaturação do soluto e manteria a instabilidade das flutuações estatísticas de composição química, retardando o crescimento dos núcleos. Neste trabalho não foram detectadas partículas dispersas de Si. A partir da taxa de adição 2,7 kg/ton., Fig.18, observa-se que os intermetálicos α_h e α_c grosseiros foram suprimidos e o tamanho dos grãos eutético foi reduzido da ordem de 60%. É importante observar que, para o fator de restrição Q deste experimento, o líquido encontrava-se no intervalo de maior estado de supersaturação da curva GRF, mostrada na Fig.5. Nesse intervalo, o crescimento do raio crítico r_0 mantém os núcleos na condição de instabilidade, continuamente formando-se e dissolvendo-se, impedidos de crescimento.

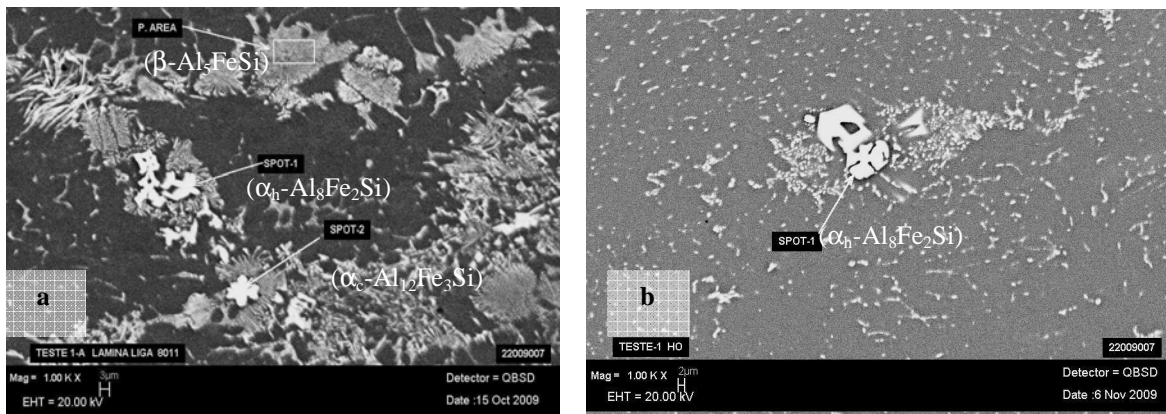


Figura 16. Teste 1. Com teor de Ti 0.018% sem adição suplementar do refinador de grão com fator de restrição Q = 13,8.

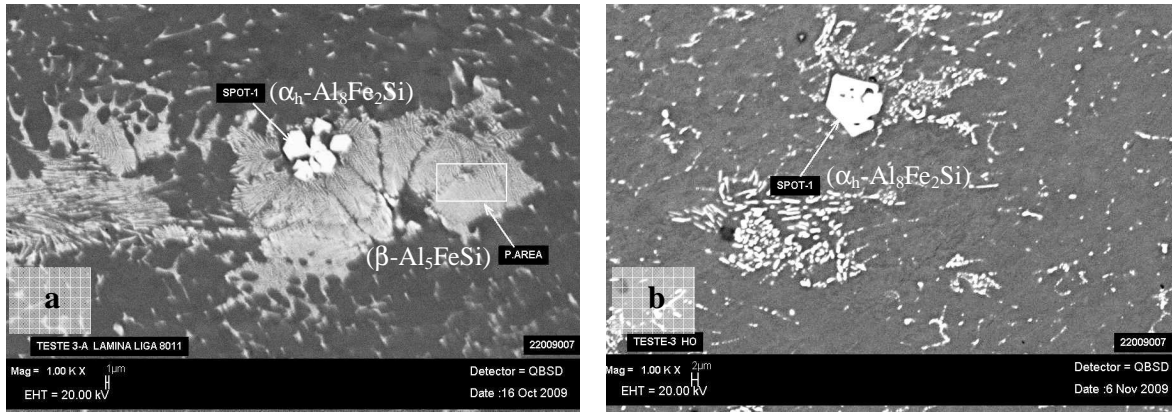


Figura 17. Teste 3. Ti 0, 025%; taxa de adição 1,4 kg/ton.; fator de restrição $Q = 14,7$.

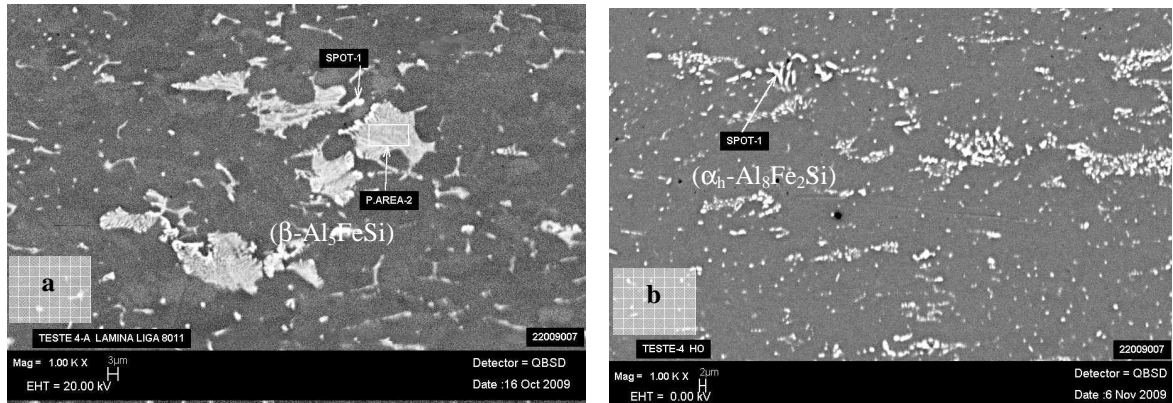


Figura 18. Teste 4. Teor de Ti 0, 032%; taxa de adição 2,7 kg/ton.; fator de restrição $Q = 16,78$.

Conforme mostra a Fig. 14, a partir da taxa de adição suplementar de refinador 3,1 kg/ton., observa-se uma leve inversão, da ordem de 6% na área de segregação β . O fenômeno mostra-se coerente com a curva da Fig. 5, na qual, o efeito do Titânio é invertido a partir do fator de restrição $Q = 20$. O crescimento do raio crítico r_0 proporcionado pelo aumento da energia de superfície ΔG_s , em função do TiB_2 adicionado, retarda a nucleação de α_h por falta de energia suficiente para a formação da nova fase, que não é espontânea. A dispersão dos elementos do soluto através da rede do contorno de grão impede o crescimento das flutuações estatísticas de composição α_h . De modo que no final da solidificação com ΔG_v tornando-se progressivamente mais negativo com a queda da temperatura e surgindo a condição $r > r_0$ para a formação do núcleo estável, a fase α_h manteve-se abaixo de 5 μm , mesmo nas zonas mais heterogêneas da chapa. Esse comportamento foi mantido até a taxa de 4,9 kg/ton., conforme mostra a Fig. 19.

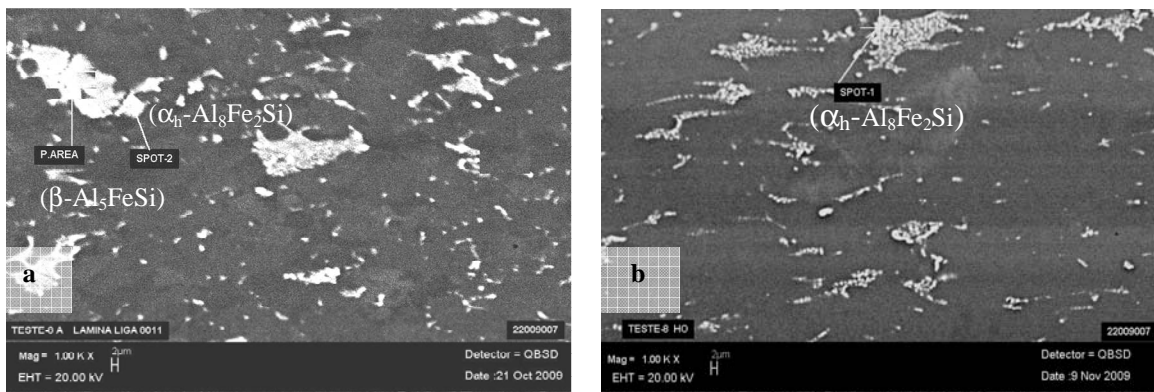


Figura 19. Teste 8. Ti 0, 043% (taxa de adição 4,9 kg/ton.)

A partir de 4,0 kg/ton., o fator de restrição Q assume um comportamento crescente, os núcleos de segregação voltaram a crescer bem como a quantidade de grãos eutético, indicando que o refinador perde eficácia de refino. Entretanto, essa perda atribuída ao refinador de grão não se refletiu no crescimento da fase $\alpha_h(Al_8Fe_2Si)$. Segundo (STUCZYNSKI, 2003), uma das ações do refinador é aumentar o número de grãos a partir do líquido, cujo volume é

aumentado pelo fator de restrição. A partir daí, aumenta a concentração de elementos do soluto, com tendência acentuada para a formação de grãos eutético β .

4 CONCLUSÕES

Mantendo-se constantes os parâmetros de fundição, a partir da taxa de adição do refinador 2,7 kg/ton, teor de Titânio 0,032% e fator de restrição do crescimento de grão Q maior que 16,7, a intensidade da segregação β -Al₃FeSi pode ser reduzida em até 57% e suprimir a formação de fases metaestáveis grosseiras α_h (Al₈Fe₂Si) maiores do que 5 μ m. Por oferecer o maior parâmetro de super resfriamento constitucional, o taxa adição do Titânio refinador exerce forte influência na morfologia e na intensidade da segregação no plano central da chapa. Após um recozimento a 560°C durante 03 horas, a microestrutura do material apresenta forte dispersão das fases (β -Al₅FeSi) que podem evoluir para α_h (Al₈Fe₂Si) devido ao coalescimento do β monoclinico. As fases α_h grosseiras formadas no intervalo com taxas abaixo de 2,7 kg/ton. de adição do refinador, mantêm-se inalteradas após o recozimento, porque, a energia de ativação é insuficiente para transformá-las às temperaturas dos processos industriais. De acordo com os resultados obtidos, o refinador AlTi5%B1% influencia na morfologia e no tamanho de fases AlFeSi da liga AA8011.

5. AGRADECIMENTOS

À Alcoa Alumínio S.A, pelos incentivos à qualificação dos seus funcionários, de modo que possam desempenhar os seus papéis na busca de resultados e crescimento sustentável, ao meu orientador Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira e a todos que direta ou indiretamente contribuíram para a elaboração deste trabalho.

6. REFERÊNCIAS

- Backerrud, Lennart; VAINIK, Rein. Method for Optimized Aluminum Grain Refinement. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), Light Metals, 2001. p. 951-954.
- Backerud, Lennart; Holm Boettcher, John Courtenay; Vainik, Rein. Opticast – A Method For Optimized Aluminum Grain Refinement. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), Light Metals, 2004. P. 833-835.
- Biról Y.; Gebze, Kocaeli, Centerline Segregation In A Twin-Roll Cast Aa8011 Alloy. Aluminium, Strip Casting. 74: Jahrgang, 1998. P. 318-321.
- Daaland, O.; Espedal, A.B.; Nedreberg, M.L.; Alvestad, I. Thin Gauge Twin-Roll Casting, Process Capabilities And Product Quality. Tms (The Minerals, Metals & Materials Society). Light Metals, 1997, P. 745-752.
- Easton, M.A.; St John, D.H. The Effect Of Alloy Content On The Grain Refinement Of Aluminium Alloys. Tms (The Minerals, Metals & Materials Society). Light Metals 2001.P. 927- 933.
- Easton, M.A.; St John, D.H.; Elizabeth, S. Reducing The Cost Of Grain Refiner Additions To Dc Casting. Tms (The Minerals, Metals & Materials Society). Light Metals 2004. P. 827-831.
- Ertan, Seda; Dundar, Murat; Biról, Yuçel. The Effect Of Casting Parameters On Twin Roll Cast Strip Microstructure. Tms (The Minerals, Metals & Materials Society). Light Metals 2000. P. 667-672.
- Ferreira, Ricardo; Sanguinetti, Artur.. Transformação De Fase: Aspectos Científicos E Morfológicos. Recife: Ed. Universitária Ufpe, 2002. 296 P.
- Granger, D.A. Microstructure Control In Ingots Of Aluminum Alloys With An Emphases On Grain Refinement. Usa: Pa. Tms (The Minerals, Metals & Materials Society). Light Metals, 1998. P. 941-952.
- Granger, D.A. Practical Aspect Of Grain Refining Aluminum Alloys Melts. International Seminar Throndeim. Norway., Aug., 1985.
- Hume-Rothery, W. Estrutura Das Ligas De Ferro. São Paulo: Ed. Edgard Blucher Ltda: Ed. Língua Inglesa, 1968. Pergamon Press Ltd.: Headington Hill Hall: Oxiford, 1966.
- Johnsson, M.; Backerrud, L. The Influence Of Composition On Equiaxed Crystal Growth Mechanism And Grain Size In Aluminum Alloys. Zeitschrift: Metallkunde, A.87, N.3, 1996. P. 216-220.
- Mccartney D. Metallurgical And Materials Transactions A, 30a. 1999. P.1613-1623.
- Sigworth, G.K. Fundamentals Of Grain Refining In Aluminum Alloy Castings. Pennsylvania: Cabot Corporation - Aluminum Master Alloys Division: P.O. Box 1462: Reading, 1960. P. 76-79. 1986.
- Stuart, R.; Fisher, Peter. Recent Development Grain Refiner Thechnology. Rotherdam England, The Tms: London Scandinavian Metallurgical Co Ltd, 1995. P. 249-259.
- Stuczynski, T.; Lech-Grega, M. Effect Of Grain Refining On The Type And Morphology Of Intermetallic Phases In Unalloyed Aluminium. Poland: Institute Of Non-Ferrous Metals In Gliwice, Light Metals Division In Skawina, 32-050 Skawina, Pilsudskiego 19, Tms, 2003. P. 961-968.



COMPROMETIDA COM A PROMOÇÃO DO DESENVOLVIMENTO
DA ENGENHARIA E DAS CIÊNCIAS MECÂNICAS

VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA
VI NATIONAL CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING
18 a 21 de agosto de 2010 – Campina Grande – Paraíba - Brasil
August 18 – 21, 2010 – Campina Grande – Paraíba – Brazil

TiBAl INFLUENCE ON THE MORPHOLOGY AND THE SIZES OF AlFeSi PHASE IN AA 8011 ALUMINUM ALLOY

Jonas Silva Filho¹, jonas.silva@alcoa.com.br
Yogendra Prasad Yadava², yadava@ufpe.br
Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira², ras@ufpe.br

¹Alcoa Alumínio SA – Rodovia PE 5 Km, CEP 53.700-000, Itapissuma-PE,

²Nome Universidade Federal de Pernambuco; Departamento de Engenharia Mecânica, Av. Ac. Hélio Ramos s/n, Cidade Universitária, CEP 50.740-530, Recife-PE

Abstract: *The influence of refining on the morphology and size of AlFeS phases in the AA 8011 aluminum alloy produced by Twin-Roll Casting was studied from different levels of addition of TiBAl. Despite the high solidification rate, typical of the "Twin-Roll Casting (TRC), the material tends to reveal macro-and micro-segregation inherited from the dendritic solidification in a very thin (DAS Dendrite Arm Spacing). The segregation is very pronounced in the surface and in the central plane of the plate. At the core may occur from mild to severe segregation, known as "centerline segregation" (cls). The casting speed and the thickness of the plate and the separation force or load modeling, have great influence on the segregation and large variations in the gross microstructure can be obtained when these parameters vary the effect of adding TiBAl showed that by controlling the GRF (factor of growth restriction of grain) is easy to control the need to add or reduce the amount of refiner in the merger. In this work, the traditional metallography and characterization of phases were fair with the help of EDS. The results of experiments showed that the average area (microm²) segregation of the dominant (β -Al₅FeSi) at the central level of raw material of fusion was reduced about 55% when the GRF was increased of 15.8 to 19.2. Phases ah (Al₈Fe₂Si) coarse, up to 30 μ m, present in the same region of the samples were removed and kept the sizes below 5 μ m for GRF greater than 19.2. The analysis made in this material after annealing at high temperature (560 ° C for 03 hours) were widely dispersed segregations (β -Al₅FeSi) at the central level, while the phases ah (Al₈Fe₂Si) crude remained intact, while the its removal has been preserved for GRF greater than 19.2. Therefore, we can conclude that the rate of addition of TiBAl influences the morphology and size of phases AlFeSi in AA8011 alloy.*

Keywords: *Refining, Rapid Solidification, TiBAl addition effects.*