

FERNANDO TAKASHI MASSUCADO RODRIGUES DA SILVA

TRANSIÇÃO COLUNAR/EQUIAXIAL NA LIGA Al-3%Si

Departamento de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais da
Escola Politécnica da USP

São Paulo
2011

FERNANDO TAKASHI MASSUCADO RODRIGUES DA SILVA

TRANSIÇÃO COLUNAR/EQUIAXIAL NA LIGA Al-3%Si

São Paulo
2011

FERNANDO TAKASHI MASSUCADO RODRIGUES DA SILVA

TRANSIÇÃO COLUNAR/EQUIAXIAL NA LIGA Al-3%Si

Trabalho de formatura apresentado à Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo.

Departamento de Engenharia Metalúrgica e
de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo de Aquino
Martorano

São Paulo
2011

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador, Professor Doutor Marcelo de Aquino Martorano, pela orientação e paciência para que este trabalho fosse concluído.

Ao corpo técnico do Departamento de Metalurgia e de Materiais, e ao mestre Diego Alfonso Pineda Arango por tornar possível e viável a execução de todas as etapas dos experimentos.

Aos queridos amigos, Leandro N. Haragushiku, Rafael G. Pimenta, Thiago P. Nagasima e Valmir B. Martins pela paciência, apoio, ajuda e suporte para que este texto fosse concluído e, claro, em todo o processo acadêmico por qual estive passando.

À minha querida Mariana C. Carvalho que se tornou uma pessoa muito especial, apoiando e me dando suporte para que continuasse em frente.

RESUMO

O estudo da estrutura bruta de solidificação é importante, pois as propriedades finais são dependentes fortemente da estrutura formada. O presente trabalho tem por objetivo estudar a influência da adição do inoculante Al-3%Ti-1%B na macroestrutura bruta de solidificação da liga Al-3%Si particularmente na transição colunar-equiaxial formada durante a solidificação unidirecional. Foram obtidos parâmetros térmicos como: velocidades das isotermas; gradientes térmicos; taxas de resfriamento e tempo de solidificação. Curvas de resfriamento e macrografias foram também obtidas. Os resultados foram comparados a estudos semelhantes. A diminuição da taxa de extração de calor altera a transição colunar-equiaxial em posição e tamanho da zona da CET quando comparadas a estudos com taxa de extração de calor mais elevadas. A adição contínua de inoculante influencia na macroestrutura de grãos, transformando uma estrutura quase totalmente colunar em uma estrutura completamente equiaxial. A menor taxa de extração de calor provoca um aumento significativo no tamanho dos grãos e o aparecimento da transição colunar-equiaxial em uma posição mais próxima à base de extração de calor.

Palavras-chave: Transição colunar-equiaxial. CET. Al-3%Si. Inoculante. solidificação direcional. macroestrutura.

ABSTRACT

The study of the formation of the as-cast macrostructure is of paramount importance, because cast part properties are strongly dependent on this macrostructure. The objective of the present work is to study the effects of the addition of inoculant Al-3%Ti-1%B on the as-cast macrostructure of the Al-3%Si alloy, particularly on the columnar-to-equiaxed transition (CET), formed during directional solidification. The following thermal parameters were obtained in the experiments: velocities of *liquidus* and *solidus* isotherms, thermal gradients, cooling rates, and local solidification time. Cooling curves and macrographs were also obtained. These results were compared with similar studies. A decrease in the heat extraction rate changes the position and size of the CET region, when compared with studies for higher heat extraction rates. The addition of inoculant affects the grain macrostructure, transforming a columnar structure into a completely equiaxed structure. The lower heat extraction causes a significant increase in grain size and approximates the CET to the heat extraction base.

Keywords: columnar-to-equiaxed transition. CET. Al-3%Si. inoculant. directional solidification. macrostructure.

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO	8
OBJETIVO.....	10
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	11
2.1 Transição Colunar-Equiaxial na Macroestrutura de grãos.....	11
2.1.1 Nucleação	11
2.1.1.1 Nucleação Homogênea	12
2.1.1.2 Nucleação Heterogênea	14
2.1.2 Estruturas	17
2.1.2.1 Zona Coquilhada	18
2.1.2.2 Zona Colunar	19
2.1.2.3 Zona Equiaxial	19
2.1.2.4 Teorias de formação das estruturas	19
2.1.2.5 Teoria do Super-resfriamento Constitucional.....	19
2.1.2.6 Grãos Coquilhados Livres	20
2.1.2.7 Teoria da Refusão Parcial dos Braços Dendríticos	20
2.1.2.8 Teoria dos Cristais Cadentes.....	21
2.1.2.9 Teoria da Separação.....	21
2.1.3 Inoculantes	22
2.1.4 Modelos para Previsão da Transição Colunar-Equiaxial	23
MATERIAIS E MÉTODOS.....	26
3.1 Preparação da liga e ligas metálicas utilizadas	26
3.2 Sistema e procedimento de Solidificação Direcional.....	29
3.2.1 Medidas de temperatura.....	33
3.3 Caracterização das macroestruturas	34

3.4 Análise Química	34
3.5 Parâmetros térmicos	35
RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	37
4.1 Transição colunar equiaxial	37
4.2 Curvas de Resfriamento	46
4.3 Parâmetros Térmicos.....	47
CONCLUSÕES	53
REFERÊNCIAS.....	54

INTRODUÇÃO

O alumínio é empregado hoje de forma significativa e em larga escala por possuir propriedades úteis como: baixa densidade; ductilidade, resistência à corrosão e alta reciclabilidade.

Há componentes feitos de alumínio inseridos em diversas indústrias como: alimentícia; aeroespacial e automobilística. A utilização do alumínio e suas ligas deve-se à vasta gama de aplicações como em: equipamentos e diversos utensílios de cozinha; fuselagem e partes de aviões; quadros de bicicleta e chassis de automóveis [1]. As ligas de alumínio-silício (Al-Si) possuem como importante característica, creditada pela presença do elemento silício, uma melhora em propriedades relacionadas à fundição das mesmas como: fluidez e resistência à trinca de solidificação. [2]

Quando se solidifica um lingote em um sistema unidirecional de extração de calor, há o surgimento de uma estrutura de transição entre as regiões colunar e equiaxial, a qual é denominada de zona de transição colunar-equiaxial (ou CET de “columnar-to-equiaxed transition”). Portanto a região CET representa a zona de separação entre as zonas de grãos completamente colunares e as de grãos completamente equiaxiais. [3,4]

O estudo da CET bem como da sua formação permite, o seu controle e conseqüentemente a obtenção das propriedades mecânicas e/ou físicas desejadas. Assim o entendimento da CET é de grande importância para aplicações em que se desejam estruturas de solidificação específicas, como em estruturas compostas por grãos equiaxiais ou estruturas compostas exclusivamente por grãos colunares.

Segundo Arango [3], alguns parâmetros influenciam diretamente ou indiretamente a formação da estrutura bruta de solidificação, onde poderemos citar: composição da liga; o superaquecimento inicial do metal líquido; a presença de inoculantes; a convecção natural ou forçada do líquido; o tipo de liga utilizada; a

presença de vibrações mecânicas no sistema e o tamanho do molde [3]. As influências de cada um desses parâmetros no mecanismo de formação da CET ainda é alvo de estudos, pois existem divergências sobre como os mesmos o influenciam.

OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é estudar o efeito de diferentes quantidades adicionadas do inoculante Al-3%Ti-1%B na transição colunar/equiaxial da liga Al-3%Si solidificada unidirecionalmente e mostrar o efeito da diminuição da taxa de extração de calor através da comparação com dados da literatura.

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Transição Colunar-Equiaxial na Macroestrutura de grãos

A existência da transição colunar-equiaxial é importante em uma liga metálica, pois representa a diferença de propriedades entre estas estruturas: colunar e equiaxial. A previsão da estrutura a ser obtida em um determinado processo é importante para efetuar alterações que possam garantir a existência da estrutura desejada (por exemplo, a injeção de algum agente que influencie certa estrutura).

Para haver solidificação é necessário existir um super-resfriamento e o aparecimento da CET está diretamente relacionado com esse super-resfriamento de maneira que, quando houver um aumento deste, é mais provável o aparecimento da CET, pois esta condição poderá favorecer o crescimento de grãos equiaxiais frente aos colunares. [5]

2.1.1 Nucleação

A transformação de um líquido em um sólido nos metais (solidificação) ocorre seguindo dois passos básicos: o da nucleação e o do crescimento da fase sólida formada em meio à fase líquida. Durante essa transformação, podem aparecer arranjos característicos de estruturas sólidas, os chamados embriões. Esses embriões podem, ou não, iniciar a estrutura de solidificação dependendo de alguns fatores que serão discutidos posteriormente. No caso do início da solidificação, esses embriões podem crescer em meio à fase líquida, formando a base da estrutura de solidificação ou simplesmente desaparecer no meio da fase líquida caso o equilíbrio energético não seja favorável.

Alguns desses embriões podem ser formados acima da temperatura de fusão, mas são prontamente desfeitos pelo estado líquido ser mais estável. Porém mesmo quando ocorre o aparecimento desses núcleos no interior do líquido e, o mesmo

estiver abaixo da temperatura de fusão, não necessariamente significa que eles irão crescer e originar uma estrutura, e conforme Shewmon [6], esses embriões se desmancham, voltando ao estado líquido. Shewmon ainda comenta que esse fato ocorre pelo fato da energia livre do líquido ainda não ser maior que a do sólido em formação.

2.1.1.1 Nucleação Homogênea

Neste tipo de nucleação, uma fase sólida forma-se no metal líquido sem a existência de interferência de alguma interface no processo [3,7], como por exemplo as seguintes interfaces com o líquido: paredes do molde e termopares. É uma solidificação onde os chamados “embriões” dessa nova fase sólida tornam-se estáveis e permitem seu posterior crescimento caso seja favorável (tamanho e condições térmicas favoráveis).

A formação de um embrião com estrutura sólida, segundo a teoria clássica [3,6,8], envolve dois tipos de energia e conforme a equação a seguir:

$$\Delta G = \Delta G_l + \Delta G_v \quad (2-1)$$

A energia volumétrica ΔG_v é a energia envolvida no processo de solidificação pela transformação do líquido em sólido, sendo liberada pelo sistema. A energia de superfície ΔG_l é a energia necessária e consumida para a criação da interface sólido/líquido, e atua como uma barreira para a criação e crescimento da fase sólida em meio ao líquido.

Para simplificar o estudo da equação (2-1) assumindo que a forma do embrião analisado seja esférica e então concluímos que $\Delta G_v \propto r^3$, relativo ao volume do embrião e, analogamente pode-se dizer também que $\Delta G_l \propto r^2$, pois a energia em questão é referente à área superficial da esfera, sendo essa relativa à formação da interface sólido/líquido desse embrião.

Pode-se verificar na figura 1 que há um máximo na curva do ΔG . O valor no qual esse máximo ocorre corresponde ao chamado raio crítico r^0 . Como todo o sistema tende a diminuir a sua energia livre pode-se dizer, ao analisar a figura 1, que se o embrião for maior que r^0 ele possui maior probabilidade de se tornar estável e crescer. Porém se o embrião for menor que r^0 , ele tem maior probabilidade de desaparecer. Este tipo de comportamento do sistema garante que existirá sempre uma diminuição da sua energia livre.

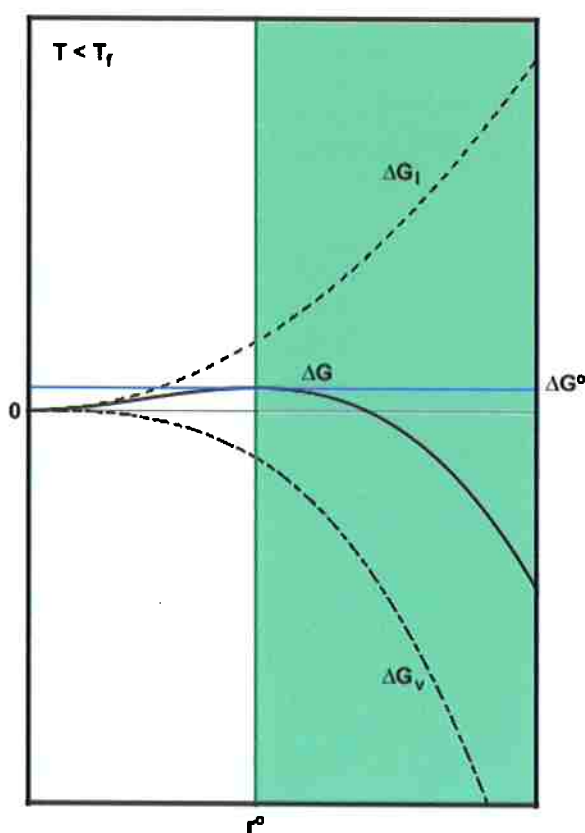


Figura 1. Variação de energia livre em função do raio do embrião, com: T_f = temperatura de fusão; ΔG^0 energia livre na formação do embrião de raio r^0 . Adaptado de [7].

Desenvolvendo a equação (2-1), Kurz [7] obteve duas expressões para o valor do raio crítico r^0 e do valor da energia livre ΔG^0 .

$$r^0 = -\frac{2 \cdot \sigma_{sl}}{\Delta g_v} = -\frac{2 \cdot \sigma_{sl} \cdot T_f}{\Delta H_f \cdot (T - T_f)} \quad (2-2)$$

$$\Delta G^0 = \frac{16 \cdot \pi \cdot \sigma_{sl}^3}{3 \cdot \Delta g_v^2} = \frac{16 \cdot \pi \cdot \sigma_{sl}^3 \cdot T_f^2}{3 \cdot \Delta H_f^2 \cdot (T - T_f)^2} \quad (2-3)$$

Analisando as equações (2-2) e (2-3), vemos que os dois se comportam de modo semelhante quando o super-resfriamento térmico aumenta [$\Delta T = (T - T_f)$], com a diminuição dos seus valores r^0 e ΔG^0 , respectivamente. [6]

2.1.1.2 Nucleação Heterogênea

A nucleação heterogênea ocorre quando em uma interface existente sólido / líquido temos o surgimento de núcleos. A solidificação acontece sobre uma interface podendo ser neste caso: a parede do molde ou inclusões de óxido, carbonetos ou nitretos. As interfaces favorecem a nucleação, pois a energia livre de formação dos embriões é menor neste caso. [3,7]

O surgimento de embriões gerados na interface substrato/líquido é explicado pelo conceito de molhamento, o qual tem influência direta na criação desses embriões. O ângulo de molhamento θ formado entre o embrião e o substrato está diretamente ligado com o sucesso e/ou fracasso da nucleação heterogênea. [3,6,8]

No caso heterogêneo, incluindo o conceito do grau de molhamento (representado pela figura 2) no desenvolvimento da equação da variação da energia livre de formação ΔG_{het} , temos [3]:

$$\Delta G_{het} = \Delta G \cdot f(\theta) \quad (2-4)$$

onde $f(\theta)$ é o fator de forma definido por Kurz como [7]:

$$f(\theta) = \left(\frac{1}{4}\right) \cdot (2 + \cos\theta) \cdot (1 - \cos\theta)^2 \quad (2-5)$$

Analisando o fator de forma definido por Kurz, concluímos que quanto menor o ângulo θ (maior o molhamento) menor é o valor da função e menor será o valor da energia livre consequentemente, possibilitando assim a nucleação; a sobrevivência; e o crescimento do embrião.

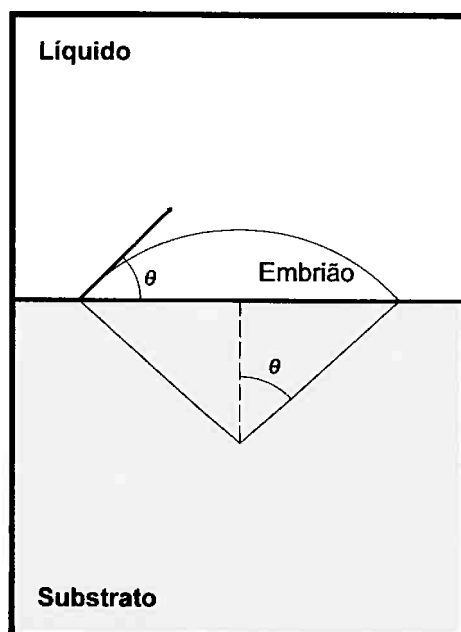


Figura 2: Esquema de formação de um núcleo sobre um substrato onde é indicado θ , o ângulo de molhamento.

Por fim, quando são comparados os dois tipos de nucleação, pode-se notar que o sucesso da nucleação heterogênea é mais provável que o da nucleação homogênea, pois a energia livre associada à nucleação heterogênea é menor do

que a energia necessária para o caso homogêneo. Pode-se notar também que quanto maior for o super-resfriamento, menor será a energia livre associada à formação do núcleo (parcela da energia relativa à equação 2-3) e facilitará dessa forma, o seu desenvolvimento.

2.1.2 Estruturas

A nucleação é a primeira etapa para a formação das estruturas de solidificação. Se a nucleação for bem sucedida tem-se o crescimento dos embriões formando os grãos. O tipo de estrutura final formada, sua macroestrutura, será dada pela competição entre a nucleação e o crescimento dos grãos. O tipo de estrutura resultante é que determinará as propriedades finais do produto fundido. A estrutura bruta de solidificação normalmente se constitui de três zonas, ilustradas na figura 3 [4]:

- zona coquilhada — é situada na periferia do lingote fundido, junto à parede do molde e possui orientação aleatória, sendo formada por grãos equiaxiais;
- zona colunar — é formada por grãos alongados com direções cristalográficas que muitas vezes seguem a direção perpendicular à parede e paralela à direção de extração de calor e,
- zona equiaxial — é situada na região central do lingote e é formada por grãos equiaxiais com tamanho maior que os localizados na zona coquilhada.

A presença dessas três zonas será determinada pelo processo de solidificação bem como as variáveis do processo.

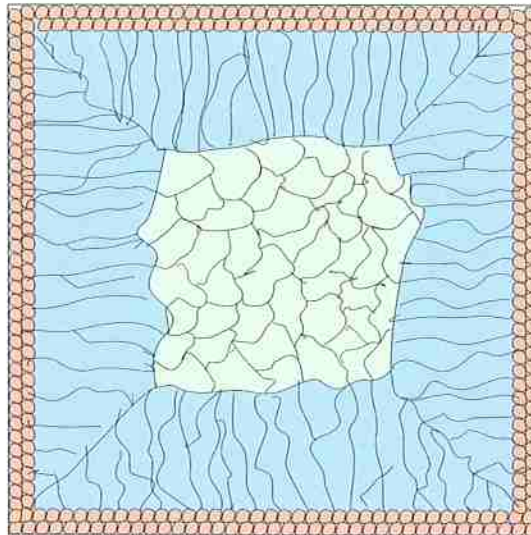


Figura 3: Representação esquemática das zonas tipicamente presentes em um lingote de fundição, sendo representadas por: zona coquilhada (laranja); zona colunar (azul); e zona equiaxial (verde). Adaptada de Boccalini [4].

2.1.2.1 Zona Coquilhada

A zona coquilhada se forma com a nucleação e crescimento de uma grande quantidade de grãos próximos à parede do molde. A elevada nucleação, que gera uma grande quantidade de grãos equiaxiais, ocorre devido ao elevado super-resfriamento que é imposto entre a parede do molde e o metal líquido [4]. São dois os principais motivos que exercem influência neste mecanismo:

- Coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde: quanto maior, maior será velocidade de nucleação devido ao aumento do super-resfriamento e, [4]
- Temperatura de vazamento: conforme se aumenta, a incidência da zona coquilhada no fundido será menor, pois poderá acontecer a refusão dos grãos formados [9].

2.1.2.2 Zona Colunar

A zona colunar é composta por grãos grandes, fortemente orientados, originados do crescimento dendrítico [4]. A direção preferencial dos grãos é perpendicular ao plano de extração de calor. O crescimento da zona colunar é continuado até que se torne mais favorável a nucleação e crescimento de grãos equiaxiais. [3,9]

2.1.2.3 Zona Equiaxial

A zona equiaxial normalmente é encontrada no interior do lingote e é semelhante à zona coquilhada por também possuir grãos equiaxiais. Porém, a teoria da nucleação dos grãos coquilhados não se aplica a essa região por possuir uma das menores taxas de resfriamento. [3]

2.1.2.4 Teorias de formação das estruturas

A seguir serão apresentadas teorias para a formação das zonas equiaxiais [3]. Tais teorias visam um melhor entendimento do processo de formação dos grãos equiaxiais e, conseqüentemente, do surgimento da CET.

2.1.2.5 Teoria do Super-resfriamento Constitucional

Segundo a teoria do super-resfriamento constitucional, o surgimento de uma zona equiaxial está relacionado ao crescimento dos grãos equiaxiais à frente dos grãos colunares [8]. Os grãos equiaxiais se formam à frente do crescimento colunar devido à existência de uma região super-resfriada constitucionalmente. Essa região favorece a nucleação e o crescimento desses grãos equiaxiais, capazes de bloquear o crescimento dos grãos colunares, formando assim a zona equiaxial.

2.1.2.6 Grãos Coquilhados Livres

Também conhecida como “Big Bang”, a Teoria dos Grãos Coquilhados Livres foi proposta por Chalmers [10]. Sua proposição é baseada na ocorrência da nucleação na interface da parede do molde devido à alta taxa de resfriamento. Essa alta taxa de resfriamento causa um elevado super-resfriamento local que gera inúmeras nucleações e consequentemente a formação da zona coquilhada. Há a possibilidade de alguns dos grãos dessa região se desprenderem da parede do molde e serem transportados até o centro do lingote originando a zona equiaxial central. [10]

2.1.2.7 Teoria da Refusão Parcial dos Braços Dendríticos

A teoria apresentada por Jackson et al. [11] propõe o surgimento dos grãos equiaxiais a partir de pedaços que se destacariam dos braços secundários ou terciários das dendritas primárias dos grãos colunares já formados. Esse destacamento seria causado pelas forças de convecção do próprio líquido ou mesmo da refusão local (na junção dos braços) pela variação da temperatura. Após a quebra, os pedaços seriam então carregados pela movimentação interna do líquido, até a parte sob super-resfriamento na frente de solidificação dos grãos colunares.

De acordo com Arango [3] e Jackson et al. [11], quando ocorre a solidificação da liga, o sólido formado inicialmente tem composição mais pura (com menor teor de soluto) que a composição nominal da liga, crescendo sob forma dendrítica com braços primários. Como a formação desse sólido é pobre em soluto, pode-se considerar que o líquido no entorno dessa estrutura está mais rico em soluto, formando um novo sólido como um braço secundário do sólido inicial. Quando há o crescimento desse braço secundário, há o surgimento de um pescoço próximo à junção do braço primário com o secundário, e com isso um ponto mais frágil. Como o teor de soluto no líquido é maior na região próxima dessa junção temos um líquido com uma temperatura de fusão menor (no caso de uma liga hipoeutética) e caso

ocorra uma oscilação na temperatura, esse pescoço será refundido e o braço destacado.

Essa teoria afirma que os grãos da zona equiaxial surgiram a partir de braços dendríticos e não da nucleação como outras teorias sugerem, mas o crescimento desses grãos equiaxiais ainda é explicado pela presença de uma zona super-resfriada constitucionalmente.

2.1.2.8 Teoria dos Cristais Cadentes

A Teoria dos Cristais Cadentes sugere uma quarta zona presente no lingote que seria a responsável pelo surgimento dos grãos equiaxiais no centro da estrutura. Essa zona seria formada na camada superficial do lingote onde grãos surgiriam devido às perdas térmicas. Esses grãos recém formados decantariam até o interior do lingote e cresceriam. O acúmulo dos grãos crescidos impediria o crescimento dos grãos colunares. Southin mostra que os grãos formados têm a forma de um cometa, com uma cauda de estrutura colunar e uma extremidade dendrítica. [12]

2.1.2.9 Teoria da Separação

A Teoria da Separação explica que a zona equiaxial é constituída por grãos, formados na interface da parede do molde, que se descolam, antes da formação de uma casca sólida. O descolamento seria causado por esforços mecânicos (vibrações) e pelas correntes convectivas do líquido. Tal efeito é mais intenso no momento de preenchimento do molde durante o qual observa-se uma grande agitação do metal líquido. [13]

A teoria do “Big-Bang” apresenta certa semelhança com a Teoria da Separação. A diferença sensível entre ambas é a localização da nucleação: no líquido próximo à parede do molde na primeira e, na parede do molde na Teoria da Separação. [3]

Uma comparação entre as teorias citadas anteriormente revela semelhanças. Ao fornecer hipóteses para o surgimento da zona equiaxial, as teorias mostram que a nucleação é parte fundamental na formação dessa zona, independente do local onde surja. Apenas a Teoria da Refusão Parcial se diferencia por creditar a existência dos grãos equiaxiais aos pedaços dos braços dendríticos secundários e terciários que se soltam das dendritas primárias. Não há, ainda, provas de que quaisquer delas estejam corretas, mas existe a possibilidade de todas ocorrerem num mesmo instante. [3]

2.1.3 Inoculantes

A inoculação consiste no processo utilizado na indústria para refinamento de grãos com a adição de componentes que servem de substrato para a nucleação heterogênea. Esse processo de refino garante a presença de grãos equiaxiais na estrutura fundida, eliminando o crescimento de grãos colunares, trazendo consigo algumas mudanças e melhoras em propriedades como: aumento da fluidez; melhora na dispersão de segunda fase; melhora no acabamento superficial; melhora na usinabilidade e em algumas propriedades mecânicas. [3]

Arango [3] cita algumas condições para que um substrato seja considerado nucleante eficiente [14], e são apresentadas abaixo:

- Apresentar um ponto de fusão maior do que o metal base;
- Promover a nucleação em super-resfriamento relativamente pequeno;
- Estar disseminado de forma homogênea no banho líquido e,
- Apresentar um tamanho maior que um certo valor crítico, relacionado com o super-resfriamento do banho líquido.

O mecanismo de funcionamento do inoculante pode ser explicado da seguinte forma: a partícula de inoculante se comporta como um substrato, onde poderá ocorrer uma nucleação heterogênea sobre essa superfície. Quanto maior a afinidade entre o substrato e o núcleo, mais fácil será a ocorrência da nucleação e o

crescimento de um grão com êxito. Arango explica de forma mais detalhada o funcionamento dos mecanismos, e comenta que a presença da CET diminui com a inclusão de inoculante, mas que também pode ocorrer quando em altas taxas de resfriamento e sem inoculante devido à alta velocidade do crescimento dos grãos colunares. Foi comentada também por Arango a existência de casos de aparecimento da CET, mesmo com a presença do inoculante. Essa presença foi justificada pela diminuição da eficiência do inoculante, ou mesmo por um mecanismo de envenenamento do inoculante. [3,15]

2.1.4 Modelos para Previsão da Transição Colunar-Equiaxial

A determinação da posição da CET pode ser feita através de modelamento matemático. Hunt [16] propôs um modelo para previsão do tipo de estrutura final de grãos que seria esperada para uma determinada condição da solidificação direcional. O resultado deste modelo diz qual estrutura prevalecerá (colunar, equiaxial ou sua mistura) para uma dada velocidade da *liquidus* e gradiente de temperatura, quando em condições estacionárias no referencial que se move com a velocidade da isoterma. [3,16]

O modelo proposto por Hunt [16] para previsão do tipo de estrutura esperada possui duas equações (2-6) e (2-7) definidas conforme o tipo de estrutura formada e que é determinada pelas seguintes condições, dada pela fração volumétrica de grãos equiaxiais (ϕ) na posição da frente de crescimento colunar [3]:

- se $\phi > 0,49$: estrutura completamente equiaxial (os grãos equiaxiais bloqueiam o crescimento dos colunares e crescem até atingir a fração unitária);
- se $0,0066 < \phi < 0,49$: estrutura mista;
- se $\phi < 0,0066$: estrutura colunar.

Para uma solidificação com estrutura completamente equiaxial, Hunt [16] propôs a seguinte equação:

$$G < 0,617 \cdot n^{1/3} \cdot \left[1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_C)^3} \right] \cdot \Delta T_C \quad (2-6)$$

Para o caso da solidificação com estrutura completamente colunar, tem-se esta equação:

$$G > 0,617 \cdot 100 \cdot n^{1/3} \cdot \left[1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_C)^3} \right] \cdot \Delta T_C \quad (2-7)$$

Onde o super-resfriamento dos grão colunares é representado por ΔT_C , o super-resfriamento para a nucleação dos grãos equiaxiais por ΔT_N , a densidade de números de substratos equiaxiais por n e o gradiente de temperatura na posição da frente colunar por G .

A relação do super-resfriamento com a velocidade vem da equação (2-8), com o teor do soluto na liga representado por C_0 , a velocidade de avanço da frente colunar por V , e uma constante determinada experimentalmente para ligas Al-Cu por Hunt [16] por A .

$$\Delta T_C = \left(\frac{V \cdot C_0}{A} \right)^{1/2} \quad (2-8)$$

Hunt levantou um gráfico a partir dessas três equações, relacionando a velocidade de crescimento dos grãos colunares (V) com o gradiente de temperatura (G) na figura 4 (levantado para a liga Al-3%Cu). [16]

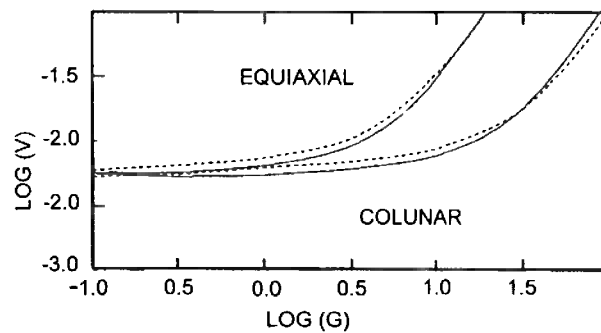


Figura 4: Curvas de Velocidade de crescimento dos grãos V (cm.s^{-1}) pelo Gradiente de temperatura G (K.cm^{-1}) relacionando as duas equações do modelo proposto por Hunt com $n = 1.000 \text{ cm}^{-3}$ e $\Delta T_N = 0,75 \text{ K}$. Adaptado de [16].

Ao aplicar as duas inequações (2-6 e 2-7) nota-se no gráfico três zonas distintas onde, segundo Hunt, são esperados estruturas completamente colunares, equiaxiais e, entre elas, uma estrutura mista.

Outros modelos foram propostos, com o Flood e Hunt [17] considerando o estado transiente para os cálculos feitos, enquanto em Hunt [16] os cálculos são feitos para o estado estacionário e em ambos os casos [16] e [17], a CET ocorre pela existência do bloqueio do crescimento dos grãos colunares pelos grãos equiaxiais [3]. Temos também o modelo de Wang e Backermann [18], o modelo de Martorano et al. [19] e o de Gandin e Rappaz [20]. Todos esses modelos se valem do princípio que os grãos equiaxiais são formados na zona de super-resfriamento constitucional à frente dos grãos colunares, e a diferença entre os modelos está na explicação do mecanismo de aparecimento da CET pelo impedimento do crescimento dos grãos colunares. [3]

MATERIAIS E MÉTODOS

Os experimentos que foram executados neste estudo basearam-se na solidificação direcional de lingotes de Al-3%Si variando a adição do inoculante da forma Al-3%Ti-1%B. Dois dos ensaios foram feitos coletando dados de temperaturas para levantamento das curvas de resfriamento, um sem a adição de inoculante, o outro com a adição em peso de 0,10%Ti no banho, os demais ensaios foram feitos dentro desta faixa de 0% a 0,10%Ti em peso no banho.

Os procedimentos, materiais e equipamentos utilizados que serão apresentados e discutidos a seguir são: Preparação da liga e ligas metálicas utilizadas; Sistema e procedimento de Solidificação direcional; Caracterização das microestruturas; Análise química e, Parâmetros térmicos.

Todo procedimento de preparação seguiu o que foi aplicado e feito no trabalho de mestrado de Arango [3], com a seguinte modificação para a alteração na taxa de resfriamento: uma manta de espessura de 3 mm foi inserida na base do cadinho, onde é feita a refrigeração, com o objetivo de diminuir a taxa de transferência de calor.

3.1 Preparação da liga e ligas metálicas utilizadas

A liga escolhida para o estudo da transição de grãos colunares e equiaxiais foi a Al-3%Si, como mencionado anteriormente. A escolha de uma liga binária tem o intuito de facilitar o entendimento da formação da microestrutura em relação a outras ligas comerciais que apresentam diversos elementos de liga.

A liga utilizada foi preparada a partir de uma liga mãe Al-20%Si (figura 5) através de refusão e diluição da liga mãe com alumínio comercialmente puro (Al-CP) (figura 6) para se obter a porcentagem em massa desejada (3% de Si,

respectivamente). A liga mãe acima mencionada é a mesma que foi preparada e utilizada previamente no estudo feito por Arango [3].



Figura 5: Foto da liga-mãe utilizada no experimento (Al-20%Si)



Figura 6: Foto do alumínio comercialmente puro (Al-CP) utilizado.

As etapas de preparação desta liga foram [3]:

- Fusão de alumínio comercialmente puro (Al-CP, composição indicada na tabela 1) em um forno de indução utilizando um cadinho de grafita e elevação da temperatura do banho até 700 °C após a fusão;
- Adição de silício de grau metalúrgico (Si-GM, composição indicada na tabela 1) ao banho líquido e elevação da sua temperatura até 900 °C para acelerar a dissolução, acompanhada por mistura manual com barra de grafita por 15 minutos;
- Desgaseificação do banho com hexacloroetano em pó e,

- Vazamento da liga em uma lingoteira de ferro fundido, revestida previamente por uma tinta à base de grafita.

Tabela 1: Composição química das matérias primas utilizadas neste estudo, onde o alumínio comercialmente puro é representado por Al-CP, o silício de grau metalúrgico por Si-GM, e a liga utilizada como inoculante por Al-Ti-B representado por dois lotes.

Elementos (% em peso)									
Item	Al	Si	Ti	B	Fe	C	Mg	V	Outros
Si-GM	0.069	99.517	0.014	-	0.28	-	0.0011	0.0006	0.118
Al-CP	balanço	0.08	-	-	0.18	0.01	0.0060	0.01	0.001
Al-Ti-B (1)	balanço	0.07	3.40	0.84	0.20	-	-	0.01	-
Al-Ti-B (2)	balanço	0.12	3.06	0.85	0.26	-	-	0.01	-

A diluição da liga Al-20%Si mencionada anteriormente foi conduzida segundo os passos abaixo [3]:

- Fusão e diluição da liga Al-20%Si num forno a resistência do tipo mufla com adição de Al-CP em um cadinho de grafita;
- Desgaseificação do banho com hexacloroetano;
- Homogeneização da temperatura da liga no forno mufla a 840°C por um período de 10 minutos;
- Inoculação do banho líquido com a liga mãe Al-3%Ti-1%B de composição química indicada na tabela 1 e agitação do banho com uma barra de grafita (quando necessário);
- Homogeneização do banho no forno mufla por 7 minutos e,
- Vazamento da liga no cadinho de base refrigerada a água que está localizado no forno de solidificação direcional a ser descrito a seguir.

3.2 Sistema e procedimento de Solidificação Direcional

O sistema de solidificação direcional é composto por: forno tipo poço; forno tipo mufla; cadinho para solidificação direcional; termopares e sistema de aquisição de dados.

O forno tipo poço (figura 7) possui aquecimento por resistências elétricas e seu carregamento é efetuado por baixo através de sua base móvel onde é colocado o cadinho utilizado no vazamento. O forno tipo poço não é o responsável pela fusão da liga estudada, mas tem por objetivo aquecer e estabilizar a temperatura do cadinho onde é executado o vazamento do metal líquido.



Figura 7: foto do forno tipo poço utilizado para as realizações dos experimentos.

O forno tipo mufla (figura 8) foi utilizado para preparar a liga na composição estudada (Al-3%Si), a partir da fusão e diluição da liga-mãe (Al-20%Si) com o alumínio (Al-CP) em um cadinho de grafita. O banho líquido então foi transportado à uma temperatura de aproximadamente 730°C para o cadinho de solidificação direcional, pré-aquecido a uma temperatura de 700°C presente no forno tipo poço.



Figura 8: foto do forno tipo mufla utilizado para a realização da fusão e acerto de composição da liga utilizada neste estudo.

O cadinho é exposto através de sua base móvel inferior que é movida por um elevador eletro-mecânico (figura 9). O metal líquido então é vazado para o interior do cadinho, confeccionado em aço inox 310 de geometria cilíndrica (figura 10), o qual possui uma base refrigerada a água com uma vazão estimada de 0,14 litros.s⁻¹.



Figura 9: foto do detalhe (do forno tipo poço utilizado para as realizações dos experimentos) do elevador contido no forno tipo poço.

As superfícies internas, incluindo a base interna, foram revestidas de manta cerâmica de 3,0 mm composta de sílica e alumina. A colocação dessa manta na parte interna do cadinho tem por objetivo diminuir as perdas térmicas pelas paredes do molde (quando relativa à manta colocada na parede), tentando garantir assim uma maior direcionalidade do resfriamento. Já a colocação da manta no fundo (base interna do cadinho) tem por objetivo diminuir a taxa de transferência de calor em comparação aos ensaios de referência (onde foram utilizados o mesmo arranjo, equipamentos e procedimentos para serem posteriormente confrontados). [3]

Externamente, na área que o cadinho ficaria à mostra, houve o cuidado de tentar minimizar as perdas térmicas envolvendo-o em uma manta cerâmica de sílica e alumina, de espessura de 2,5 cm. Os cuidados descritos anteriormente visam obter a imposição de condições unidirecionais na extração de calor pela base no processo de solidificação. Na região superior do cadinho foi utilizado um disco de manta cerâmica funcionando como tampa a fim de evitar perdas térmicas.

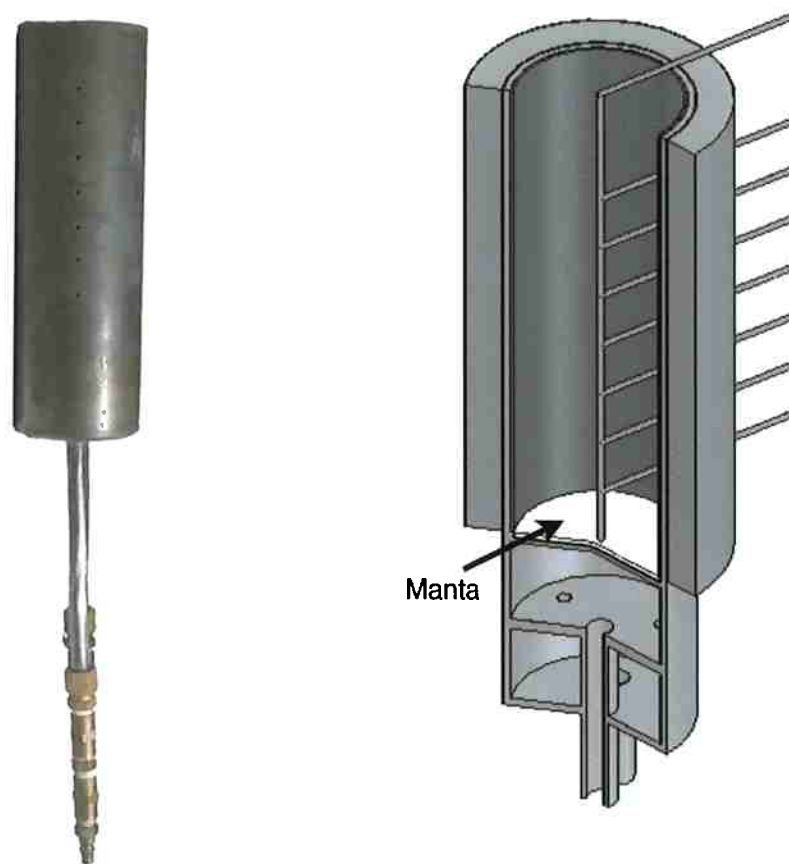


Figura 10: foto e esquema do cadinho utilizado nos ensaios deste estudo, feito de aço inox com 7 furos espaçados uniformemente em sua lateral (o primeiro a 17 mm da base interna e os demais 20 mm entre eles), com uma base refrigerada a água (no detalhe: seta, manta colocada para a diminuição da taxa de extração de calor).

Na utilização do forno tipo poço no pré-aquecimento do cadinho, foram executados os seguintes passos:

- Aquecimento e estabilização térmica durante uma hora do cadinho vazio e da câmara do forno tipo poço;
- Exposição do cadinho através de um elevador pela parte inferior do forno;
- Vazamento da liga estudada (Al-3%Si), sendo fundida e preparada no forno mufla;
- Acionamento da bomba d'água para refrigeração da base do cadinho, após três minutos do vazamento e,
- Desmonte do sistema de solidificação para a retirada do cadinho após solidificação e resfriamento da liga para a liberação da amostra.

3.2.1 Medidas de temperatura

Em duas oportunidades, foram feitos ensaios munido de termopares para a aquisição de temperaturas durante o processo de solidificação. Foram inseridos 7 termopares para a aquisição desses dados, onde seis deles foram posicionados através dos furos na lateral do cadinho e o sétimo, posicionado por cima, com sua ponta na base do lingote, registrando as curvas de resfriamento durante a solidificação unidirecional.

Os termopares utilizados foram do tipo K (Chromel-Alumel) (figura 11) com isolamento mineral e protegido por uma bainha de aço 310S de diâmetro externo igual a 1,5 mm. Estes foram inseridos no cadinho perpendicularmente ao seu eixo através de furos laterais espaçados de 2,0 cm (figura 10). Os termopares foram conectados por cabos ao sistema de aquisição de dados com 16-bits de resolução, com placas para condicionamento de sinal, ambos fabricados pela National Instruments. O software utilizado para a aquisição foi implementado através do pacote LabVIEW, também distribuído pela National Instruments. O software grava esses dados em um arquivo eletrônico para posterior análise.

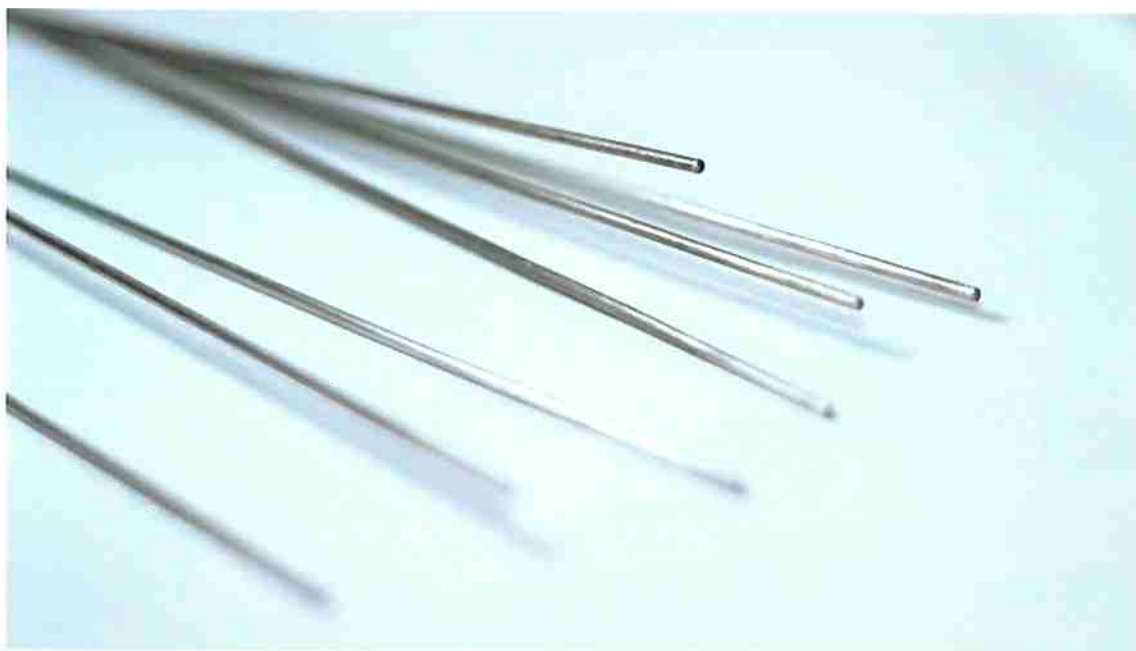


Figura 11: foto dos termopares utilizados nos ensaios deste estudo (7 em cada ensaio).

3.3 Caracterização das macroestruturas

Para observação da macroestrutura dos lingotes cilíndricos, foi feito o corte da secção longitudinal de cada um, com uma serra de fita, presa à uma morsa, lubrificada e resfriada por água. Para revelar a macroestrutura dos grãos, foi feito o lixamento nesta secção longitudinal com lixas de granulometria 80, 100, 180, 240, 320, 400 e 600 mesh. O ataque para revelar os grãos durou 30 segundos, usando um reagente químico formado por:

- Ácido Nítrico 66 mL;
- Ácido Clorídrico 33 mL e,
- Ácido Fluorídrico 01 mL.

O ataque químico foi preparado e todos os procedimentos foram executados em capela com ventilação apropriada.

3.4 Análise Química

As análises químicas foram feitas a partir de amostras retiradas a 5 cm da base do lingote obtido. A análise da composição química foi feita por espectrometria de emissão óptica por um laboratório independente.

3.5 Parâmetros térmicos

A partir dos dados obtidos pelo sistema de aquisição (fornecendo tempo e temperatura em cada termopar), serão calculados os seguintes parâmetros:

- Tempo local de solidificação;
- Posição das isothermas *liquidus* e *solidus*;
- Velocidade das isothermas *liquidus* e *solidus*;
- Gradiente térmico na posição da isoterma *liquidus* e,
- Taxa de resfriamento.

Arango [3] utiliza as seguintes equações para efetuar os cálculos propostos acima:

$$V = \frac{z_{i+1} - z_i}{t_{i+1} - t_i} \quad (3-1)$$

$$G_U = \frac{T_U - T_L}{\Delta z} \quad (3-2)$$

$$G_D = \frac{T_L - T_D}{\Delta z} \quad (3-3)$$

$$\dot{T} = \frac{T_L - T_E}{t_{LS}} \quad (3-4)$$

As velocidades (V) das isothermas *liquidus* e *solidus* (3-1) foram calculadas pela inclinação das curvas da posição em função do tempo. As posições dos termopares adjacentes são representados por z_{i+1} e z_i e os instantes de tempo em que as isothermas *liquidus* ou *solidus* passam por essas posições em dois termopares adjacentes por t_{i+1} e t_i .

Os gradientes de temperatura são apresentados de duas formas diferentes: o relativo ao termopar imediatamente acima G_U (3-2) e o relativo ao termopar imediatamente abaixo G_D (3-3). Para o cálculo de cada caso, foi calculada a

diferença entre as temperaturas do termopar imediatamente acima T_U e a temperatura *liquidus* T_L (no caso de G_U), e a diferença entre temperatura *liquidus* T_L e a temperatura do termopar imediatamente abaixo T_D (no caso de G_D). Cada parcela foi então dividida pela diferença entre as posições dos termopares adjacentes Δz .

A taxa de resfriamento \dot{T} (3-4) foi definida como sendo uma relação entre a temperatura *liquidus* T_L e a temperatura do eutético T_E com o tempo local de solidificação t_{LS} . O tempo local de solidificação t_{LS} foi calculado como o intervalo de tempo entre a passagem da isoterma *liquidus* e da isoterma *solidus* ao termopar associado.

Os cálculos (utilizando as equações acima) foram efetuados para todos os termopares, permitindo assim a obtenção de curvas que serão apresentadas posteriormente.

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste item serão apresentados os resultados e dados obtidos neste estudo. Serão então comparados os efeitos da diferença entre as diversas quantidades de inoculantes adicionadas na estrutura do lingote fundido e, posteriormente, serão confrontados com os resultados obtidos no estudo feito por Arango [3] em que a taxa de resfriamento foi mais alta que a obtida neste estudo (será apresentada mais para frente). Também serão mostrados os parâmetros térmicos calculados e as curvas de resfriamento obtidas com o intuito de compará-los aos resultados obtidos por Arango na liga de Al-3%Si [3]. Por fim será discutida a transição colunar-equiaxial com base nos mapas de crescimento.

4.1 Transição colunar equiaxial

Serão apresentadas a seguir as macroestruturas obtidas com a variação da quantidade de inoculante (Al-3%Ti-1%B) que foi adicionada na confecção dos lingotes de liga Al-3%Si (figuras 7 a 13) e foram demarcadas nelas as linhas que visualmente demarcam a CET, com a linha inferior possuindo somente grãos colunares abaixo e a linha superior somente grãos equiaxiais acima dela. Portanto entre essas linhas se encontra a região da CET.

Na figura 12 a liga foi feita sem a adição de inoculante e é notada uma diferença visual entre as estruturas dos dois lingotes. A diferença na extração de calor fez com que a CET aparecesse em uma posição mais próxima da base quando as comparamos com o ensaio feito por Arango [3]. A diferença deste ensaio com o feito por Arango foi que neste havia a presença de uma manta na face de extração de calor. Nota-se que houve uma menor nucleação de grãos e um maior crescimento tanto dos grãos colunares quanto dos equiaxiais quando as duas estruturas obtidas são comparadas visualmente. Isso pode ser explicado pelo maior tempo de solidificação a qual a liga foi imposta e que será mostrado mais a frente nas curvas de resfriamento.

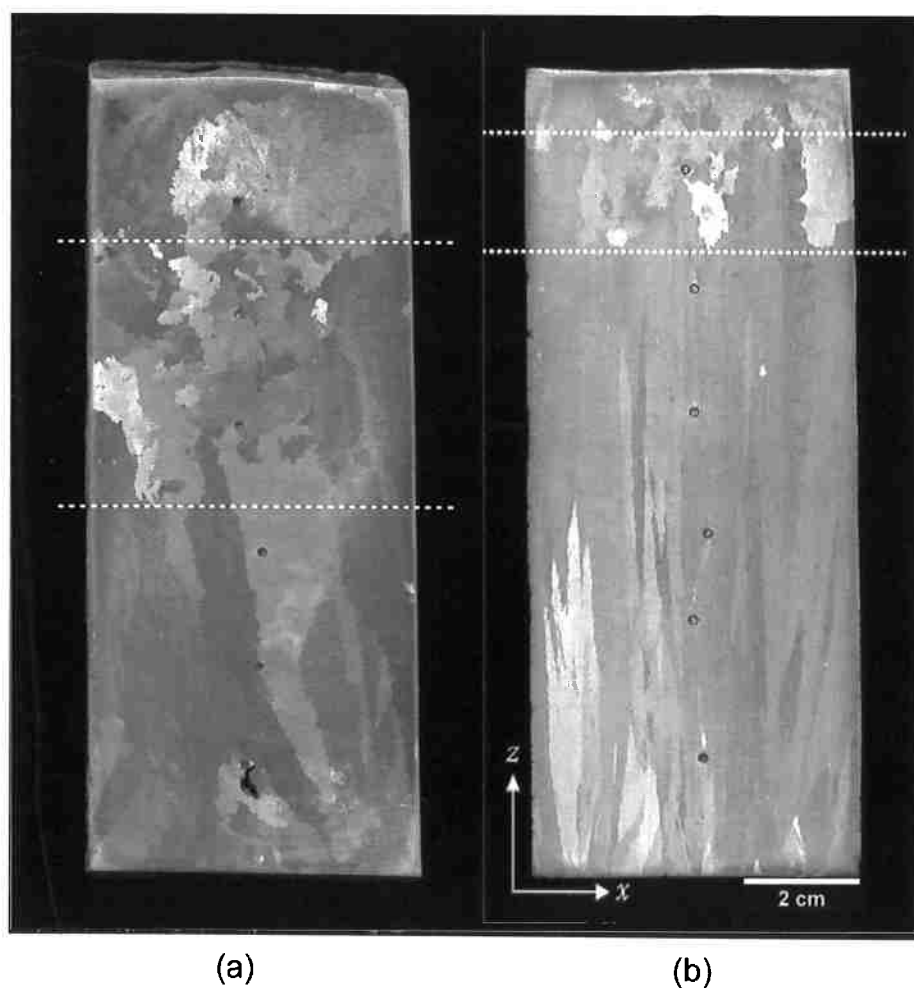


Figura 12: Macroestruturas de solidificação de ligas Al-3%Si, lado a lado para comparação, onde (a) ensaio realizado neste estudo (identificação: F05) sem a adição de inoculante e (b) reprodução do ensaio realizado por Arango sem a adição de inoculante [3].

Na figura 13 a presença da CET ocorreu novamente em uma posição mais próxima à base quando comparamos com o resultado obtido por Arango [3] e novamente os grãos apresentados estão maiores que os encontrados no estudo de referência.

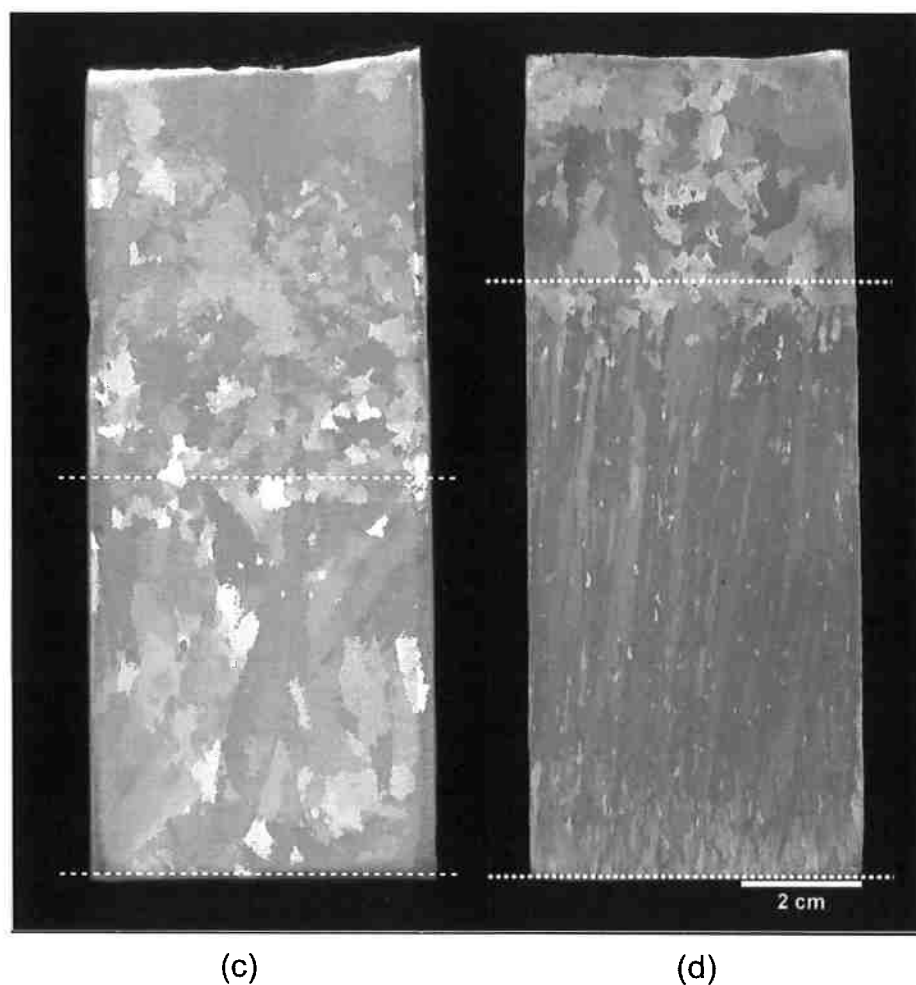


Figura 13: Macroestruturas de solidificação de ligas Al-3%Si, lado a lado para comparação, onde (c) ensaio realizado neste estudo (identificação: F10) com teor de 0,0030%Ti e (d) reprodução do ensaio realizado por Arango com 0,002%Ti [3].

Como esperado na figura 14, a CET novamente situou-se mais próximo à base que no ensaio de referência [3] e possui grãos maiores devido ao seu crescimento motivado pelo aumento no tempo de solidificação.

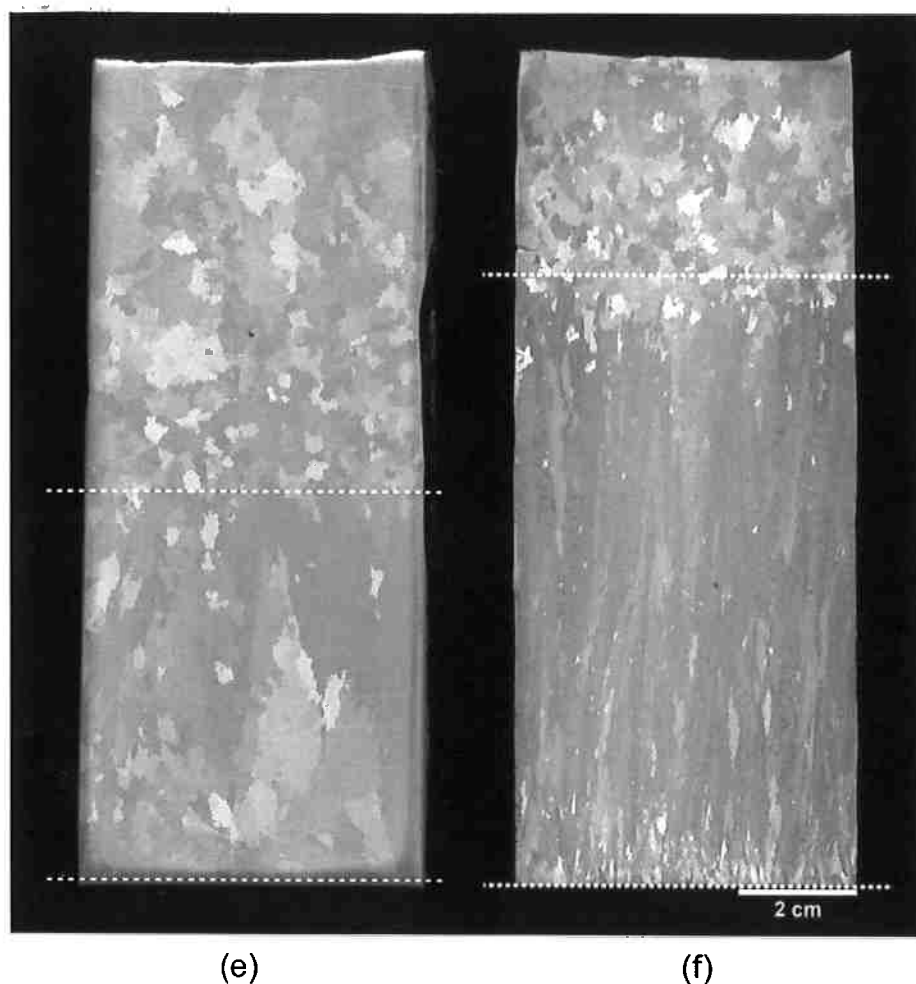


Figura 14: Macroestruturas de solidificação de ligas Al-3%Si, lado a lado para comparação, onde (e) ensaio realizado neste estudo (identificação: F09) com teor de 0,0070%Ti e (f) reprodução do ensaio realizado por Arango com 0,006%Ti [3].

Novamente a ocorrência da CET na figura 15 esteve mais próximo à base. Pela seqüência de aumento do teor de inoculante, há cada vez mais grãos equiaxiais sendo formados na parte superior do lingote. Outro fato recorrente é a existência de grãos visualmente maiores que no estudo de Arango.

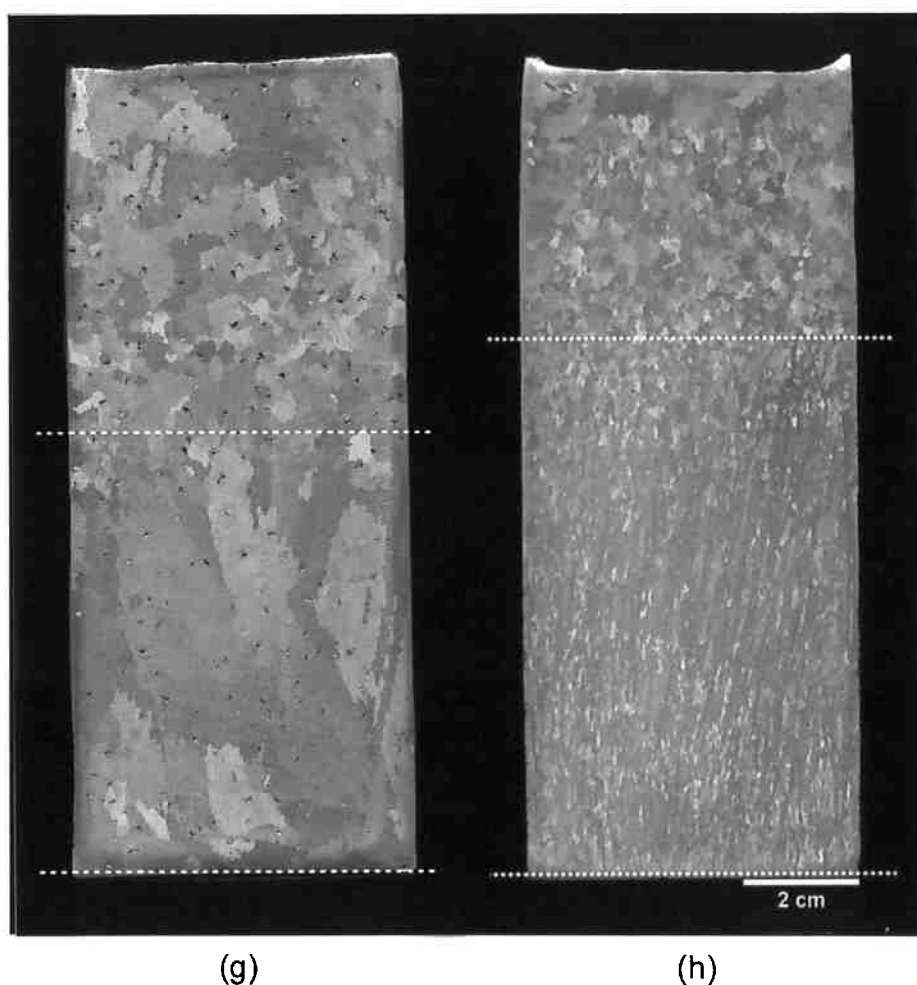


Figura 15: Macroestruturas de solidificação de ligas Al-3%Si, lado a lado para comparação, onde (g) ensaio realizado neste estudo (identificação: F12) com teor de 0,0087%Ti e (h) reprodução do ensaio realizado por Arango com 0,008%Ti [3].

Na figura 16, assim como na comparação com Arango [3], há somente a existência de grãos equiaxiais no lingote. A diferença porém é com relação ao tamanho dos grãos que, no experimento conduzido neste estudo, é maior possivelmente devido ao maior tempo de solidificação.

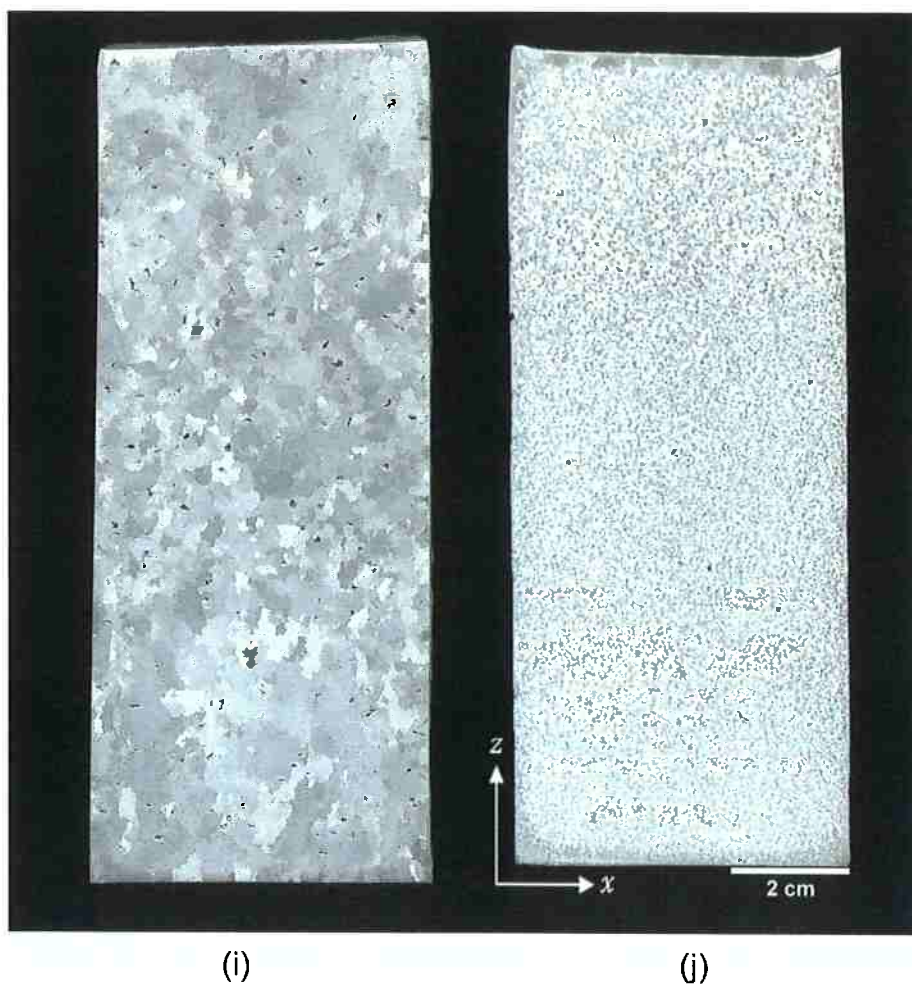


Figura 16: Macroestruturas de solidificação de ligas Al-3%Si, lado a lado para comparação, onde (i) ensaio realizado neste estudo (identificação: F11) com teor de 0,0103%Ti e (j) reprodução do ensaio realizado por Arango com 0,01%Ti [3].

Assim como na macrografia de Arango [3] neste caso da figura 17, com o teor de Ti perto de 0,1% em peso, temos uma estrutura muito refinada bem parecida com o estudo de referência mostrando que ela não foi afetada pelo maior tempo de solidificação.

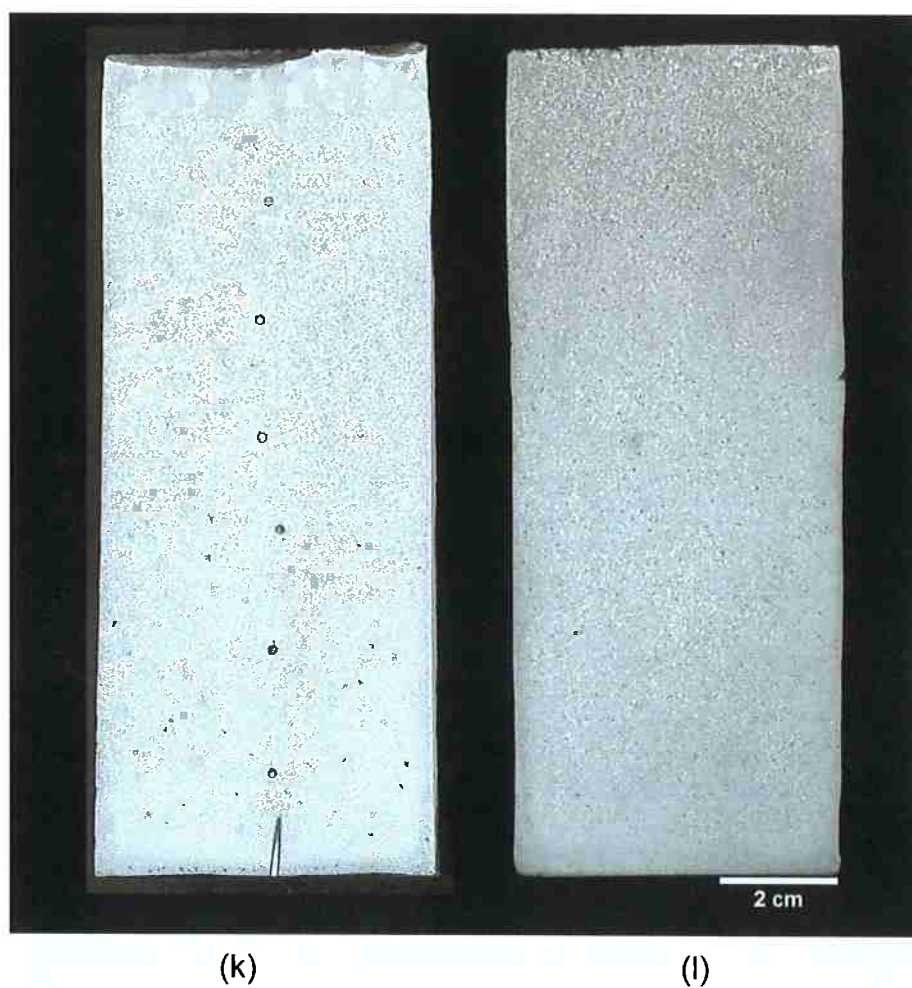


Figura 17: Macroestruturas de solidificação de ligas Al-3%Si, lado a lado para comparação, onde (k) ensaio realizado neste estudo (identificação: F07) com teor de 0,0905%Ti e (l) reprodução do ensaio realizado por Arango com 0,10%Ti [3].

Esta seqüência de macrografias da figura 18 teve como objetivo mostrar a influência da pequena variação de adição de inoculante e seu efeito na estrutura do fundido, passando de uma estrutura com grãos equiaxiais grandes para uma estrutura bem refinada, e isto ocorre em uma faixa de porcentagem em peso de Ti bem pequena entre 0,0117% e 0,0635%Ti em peso.

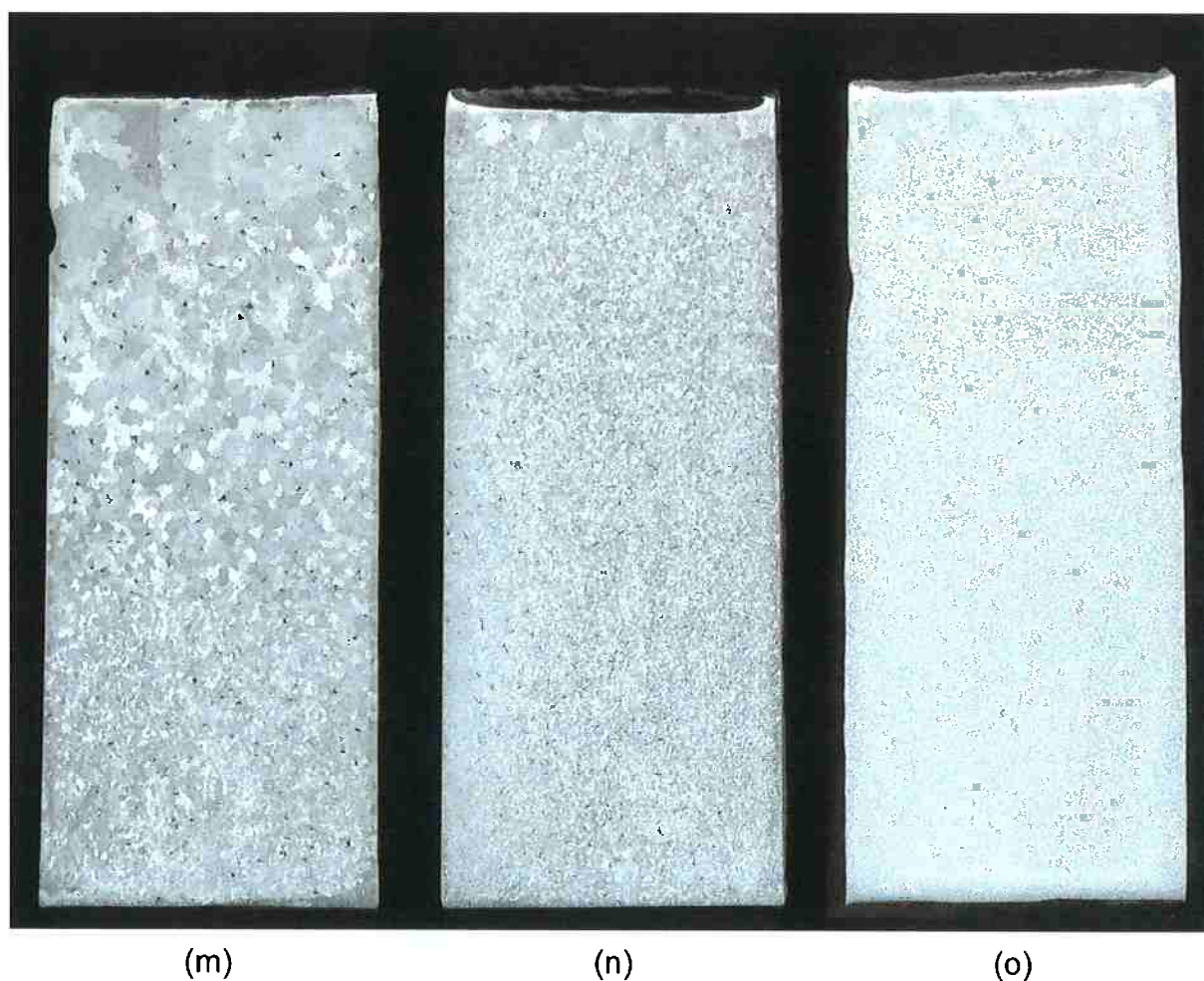


Figura 18: Macroestruturas de solidificação de ligas Al-3%Si, onde (m) ensaio realizado neste estudo (identificação: F13) com teor de 0,0117%Ti, (n) ensaio realizado neste estudo (identificação: F06) com teor de 0,0120%Ti e, (o) ensaio realizado neste estudo (identificação: F08) com teor de 0,0635%Ti.

Na tabela 2 está mostrada as composições analisadas de cada um dos lingotes ensaiados. Pode-se notar que o teor de silício ficou abaixo do esperado que era de 3%.

Tabela 2: composição química analisada em cada um dos lingotes ensaiados neste estudo, feito por espectrometria de emissão óptica. A medição se deu a uma distância de 5 cm da base do lingote.

Macroestrutura	Identificação	Composição (%)			
		Ti (%)	B (%)	Fe (%)	Si (%)
figura 12 (a)	F05	0,0010	0,0002	0,0650	2,7850
figura 13 (c)	F10	0,0030	0,0005	0,0700	2,6250
figura 14 (e)	F09	0,0070	0,0013	0,0750	2,7750
figura 15 (g)	F12	0,0087	0,0014	0,0700	2,7667
figura 16 (i)	F11	0,0103	0,0021	0,0700	2,8033
figura 17 (m)	F13	0,0117	0,0022	0,0667	2,7400
figura 17 (n)	F06	0,0120	0,0025	0,0700	2,6550
figura 17 (o)	F08	0,0635	0,0103	0,0750	2,6500
figura 18 (k)	F07	0,0905	0,0070	0,0750	2,6050

Os lingotes obtidos neste estudo não possuem todas as estruturas esperadas e que foram apresentados anteriormente, com as três zonas apresentadas por Boccacini [4] ou com a quarta zona apresentada por Southin [12]. Neste estudo foi notado que não houve a presença da zona coquilhada e nem da quarta zona, houve somente a presença da zona colunar e da equiaxial. O motivo levantado por Arango [3] aponta as possíveis causas como: a possibilidade das altas temperaturas de superaquecimento e o pré-aquecimento do cadinho.

A variação da quantidade de inoculante na liga demonstrou que exerce sua influência na obtenção da macroestrutura final e quanto maior a porcentagem em peso de Ti, mais refinado é a estrutura de grãos equiaxiais resultante. Tal efeito pode ser justificado pelo já comentado tipo de nucleação heterogênea, pois com a maior presença de substratos presentes para a nucleação, mais núcleos serão formados.

4.2 Curvas de Resfriamento

Através dos dados coletados, foram levantadas curvas de resfriamento (figura 19), uma da liga Al-3%Si sem a adição de inoculante (representado pelas linhas cheias) e outra da mesma liga Al-3%Si com a adição do inoculante no teor esperado de 0,10%Ti em peso (representado pelas linhas pontilhadas).

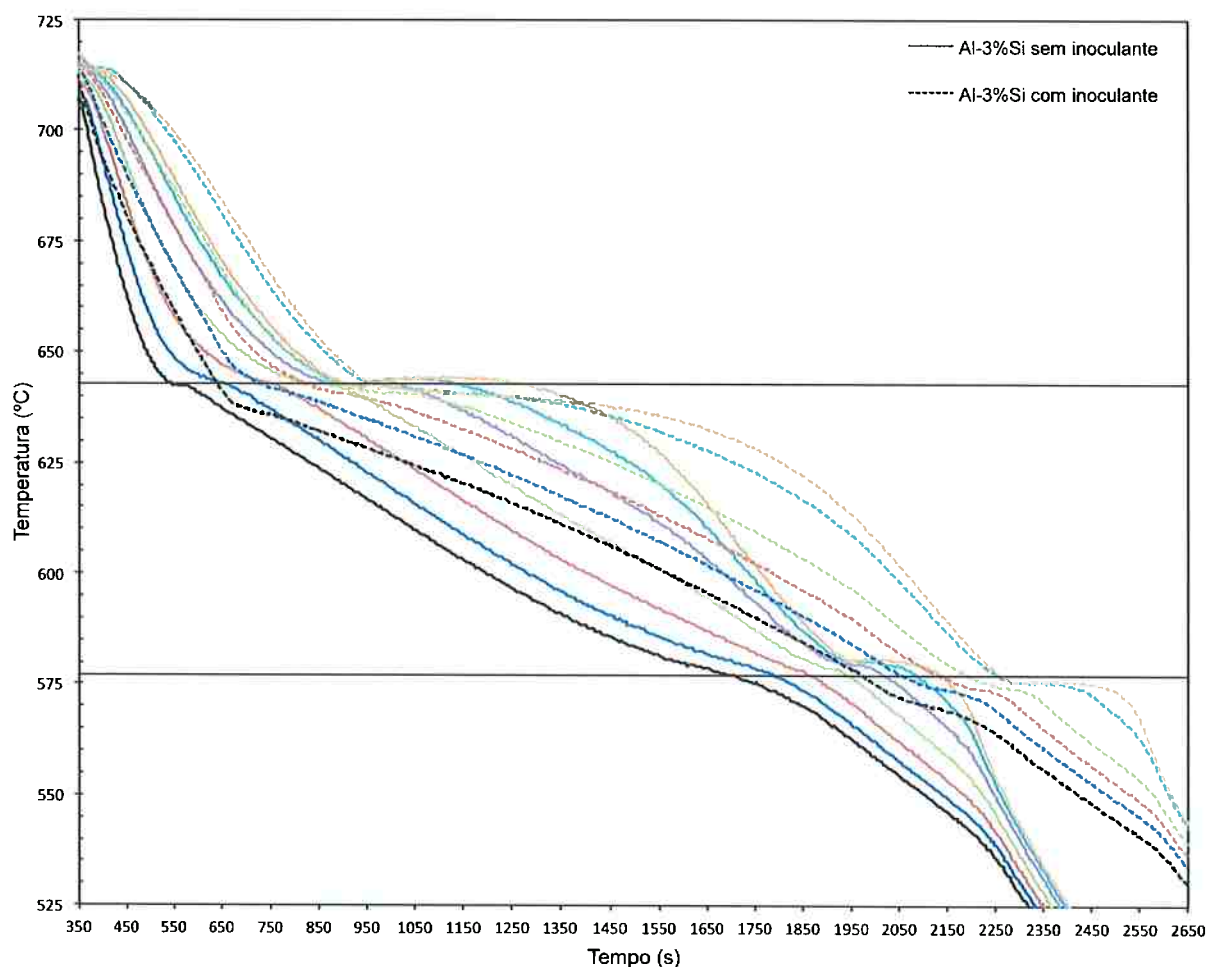


Figura 19: curvas de resfriamento para a liga Al-3%Si sem adição de inoculante representadas pelas linhas cheias e as curvas de resfriamento para a liga Al-3%Si com adição de inoculante (teor esperado de 0,10%Ti em peso) representadas pelas linhas pontilhadas, onde temos representado pelas linhas horizontais as temperaturas *liquidus* (642 °C) e do eutético (577 °C).

Quando se compara as curvas de resfriamento obtidas neste estudo e as obtidas por Arango [3] representada na figura 20, notamos nitidamente que o tempo de solidificação foi bem maior, da ordem de 4,5 a 5,25 vezes maior que a obtida por Arango (calculada do início do ligamento da bomba de refrigeração até o último termopar passar pela linha do eutético) que no estudo [3] foi em torno de 400 segundos para os dois casos e neste estudo entre 1800 e 2100 segundos.

Tal aumento no tempo de solidificação é justificada pela diferença na montagem do experimento, que neste estudo foi executado com a adição de uma manta na interface de extração de calor para diminuir a transferência de calor.

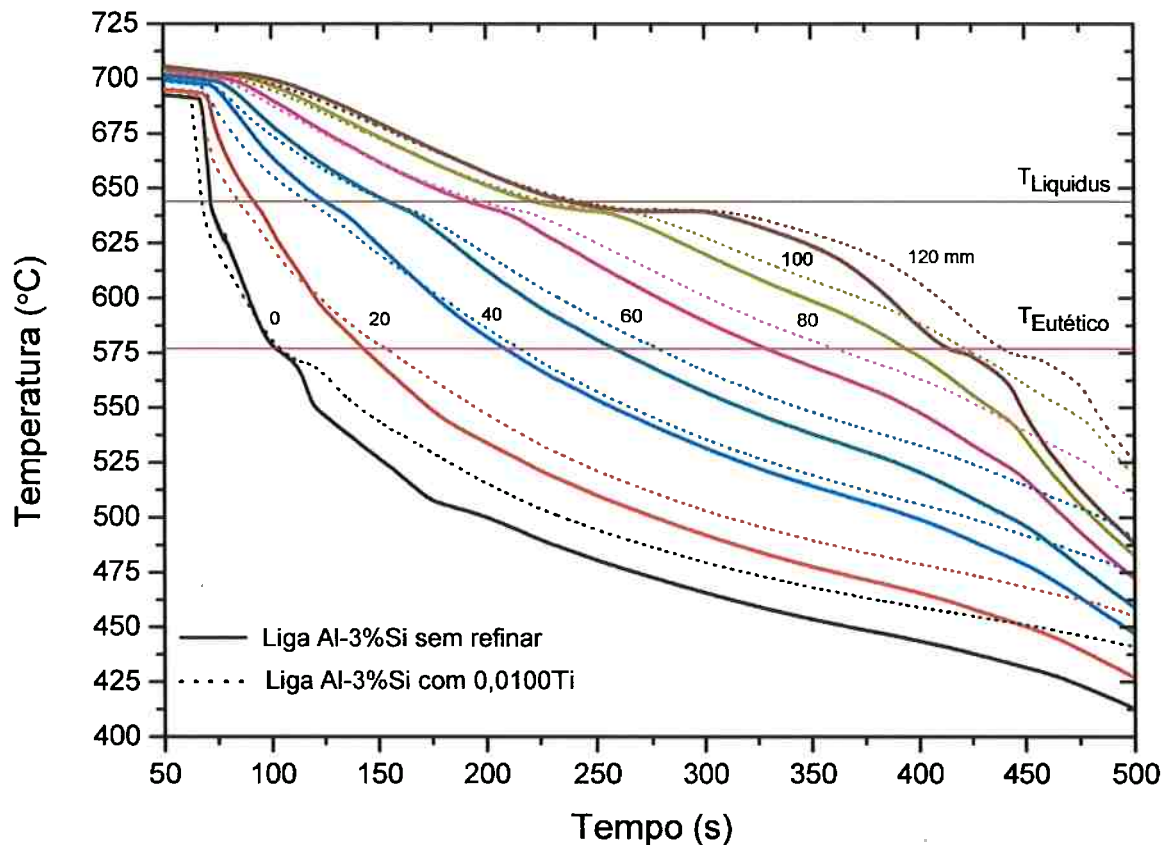


Figura 20: curvas de resfriamento para a liga Al-3%Si sem e com adição de inoculante reproduzida do estudo feito por Arango [3].

A diferença apresentada no tempo de solidificação entre os conjuntos de curvas de resfriamento para os casos com e sem inoculante, tanto neste estudo quanto no realizado por Arango [3], pode ser devido à alguma influência da presença do inoculante no processo. Tal efeito não foi analisado neste estudo, porém é um fato interessante a ser investigado em estudos futuros.

4.3 Parâmetros Térmicos

Neste capítulo serão apresentados os parâmetros térmicos, aos moldes dos apresentados por Arango em seu estudo [3], fazendo uso das equações propostas (capítulo 3.5) para a construção dos gráficos a seguir (figura 21).

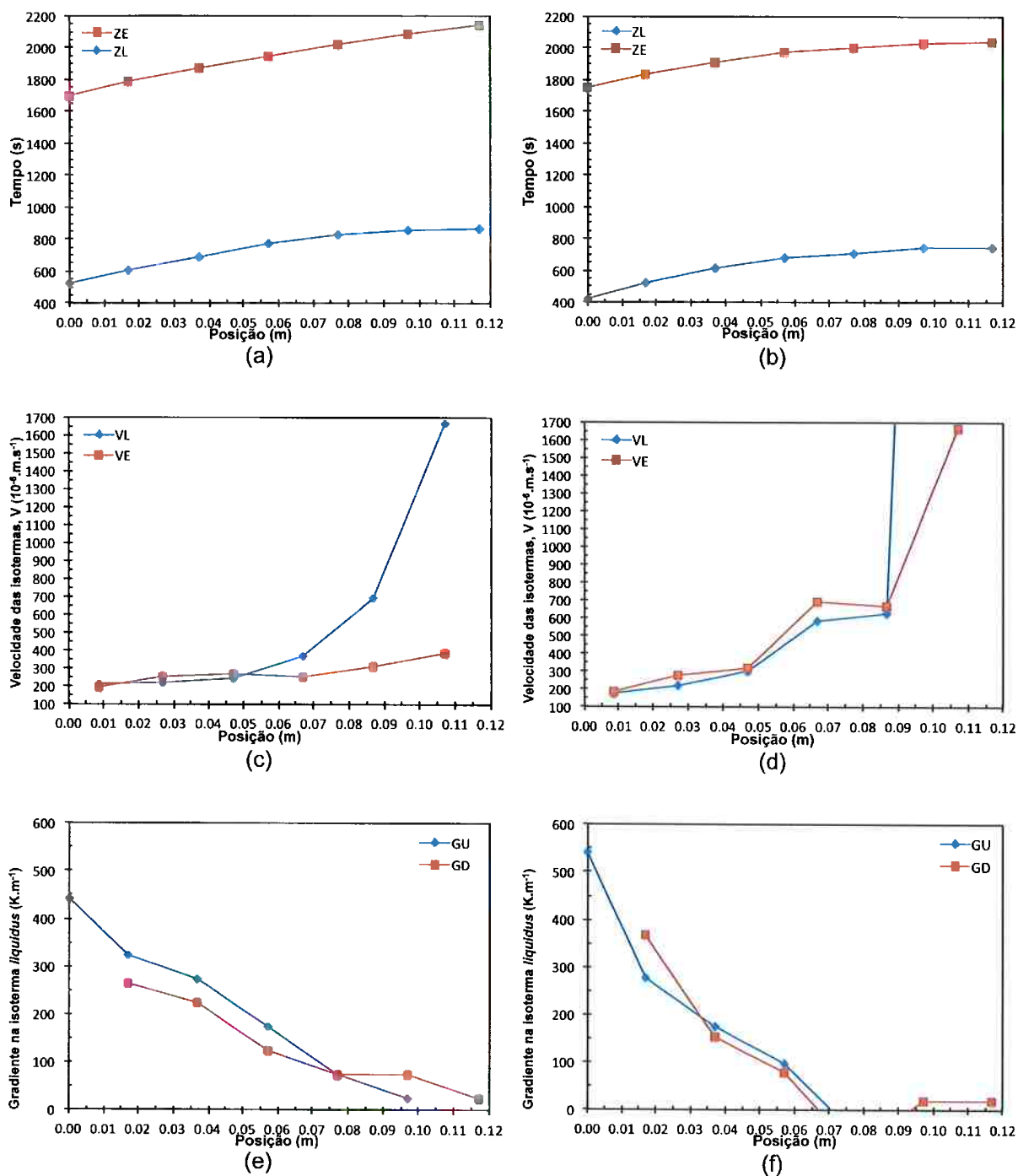


Figura 21: Parâmetros térmicos da solidificação da liga Al-3%Si sem inoculante (a, c, e), e com inoculante no teor esperado de 0,10%Ti (b, d, f). Onde estão representados: a posição das isothermas *liquidus* (z_L) e do eutético (z_E); a velocidade das isothermas *liquidus* (V_L) e do eutético (V_E), e o gradiente térmico na posição da isoterma *liquidus* pelo termopar imediatamente acima (G_U) e pelo termopar imediatamente abaixo (G_D).

As velocidade de avanço das isothermas no início são lentas quando comparadas às que Arango [3] em seu estudo (figura 22) levantou, nos casos com e

sem inoculante. Comparativamente, a velocidade da *liquidus* próximo à base no caso de Arango é da ordem de 500 a 1000 [$10^{-6} \cdot \text{m} \cdot \text{s}^{-1}$] contra algo em torno de 150 a 300 [$10^{-6} \cdot \text{m} \cdot \text{s}^{-1}$] obtidos neste estudo, sendo então da ordem de 3 vezes mais lenta quando consideramos dos termopares mais próximos à base de extração de calor.

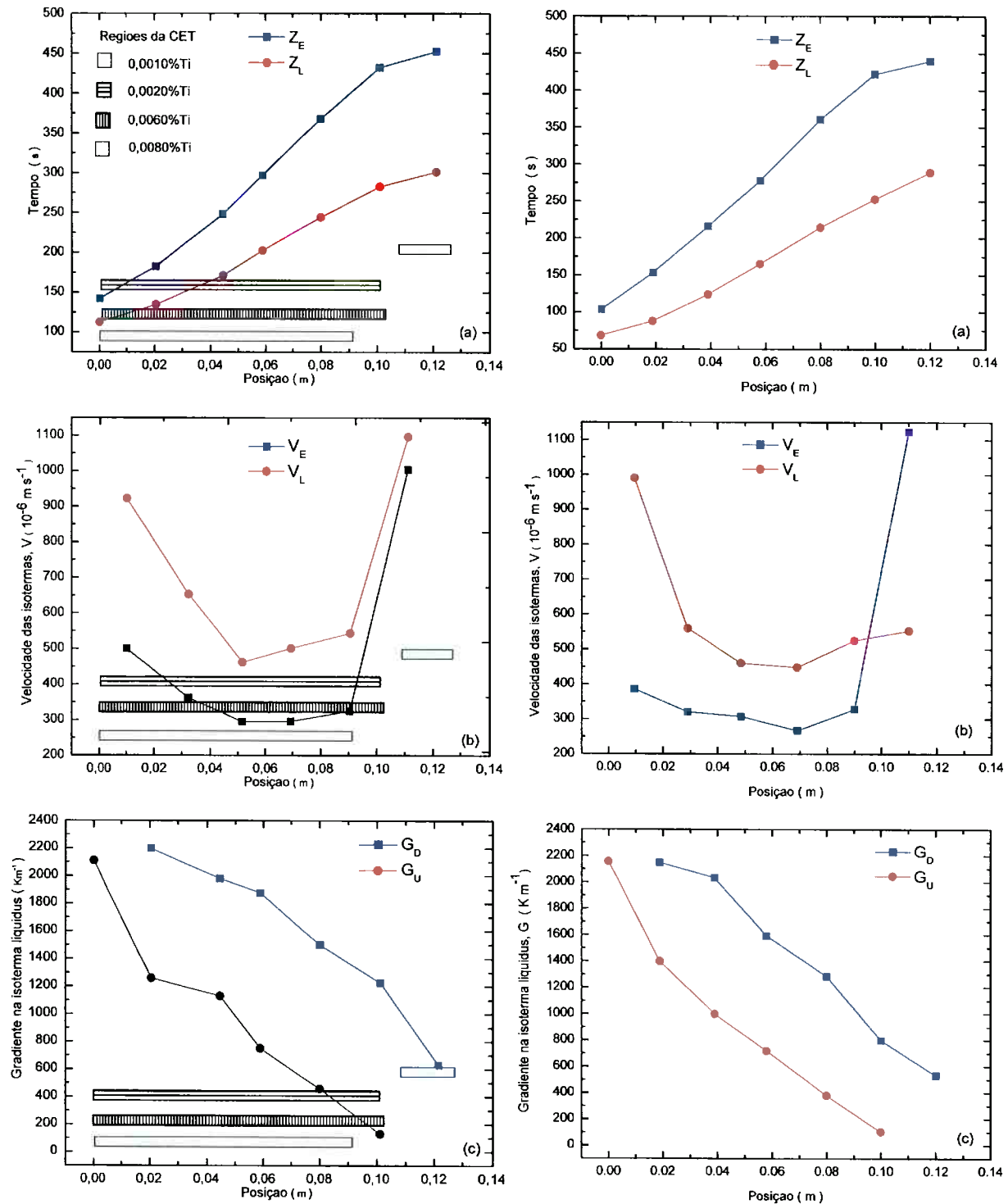


Figura 22: reprodução dos resultados obtidos por Arango em seu estudo [3], onde à esquerda temos os dados da liga Al-3%Si sem inoculante e à direita da liga Al-3%Si com inoculante com 0,010%Ti.

As curvas da taxa de resfriamento estão demonstradas na figura 23, onde pode-se ver uma pequena diferença entre os valores para as taxas de resfriamento para as duas ligas Al-3%Si analisadas, uma sem inoculante e outra com inoculante no teor teórico de 0,10%Ti, porém o valor absoluto entre as duas curvas é muito próximo, com variação na terceira casa decimal e tal diferença pode ser considerada nula, por estar dentro do erro experimental.

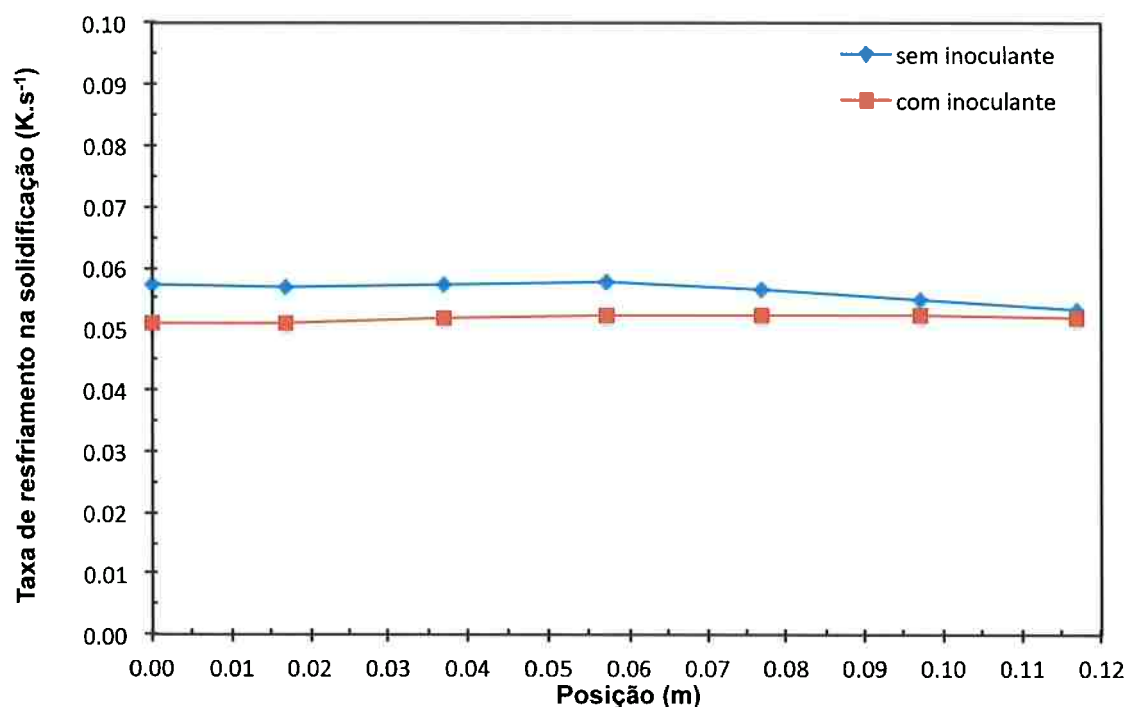


Figura 23: Curvas da taxa de resfriamento para a liga estudada (Al-3%Si) sem inoculante e com inoculante em teor teórico de 0,10%Ti.

Quando comparados ao estudo de Arango (figura 24), a taxa de resfriamento obtida neste estudo foi bem menor ficando entre 0,05 e 0,06 K.s⁻¹ em todas as posições do lingote, enquanto que a de Arango variou de 2,2 a 0,4 K.s⁻¹. Uma diferença significativa que variou nas regiões próximas da base até a mais distante da ordem de 35 a 7 vezes menor quando comparadas a este estudo.

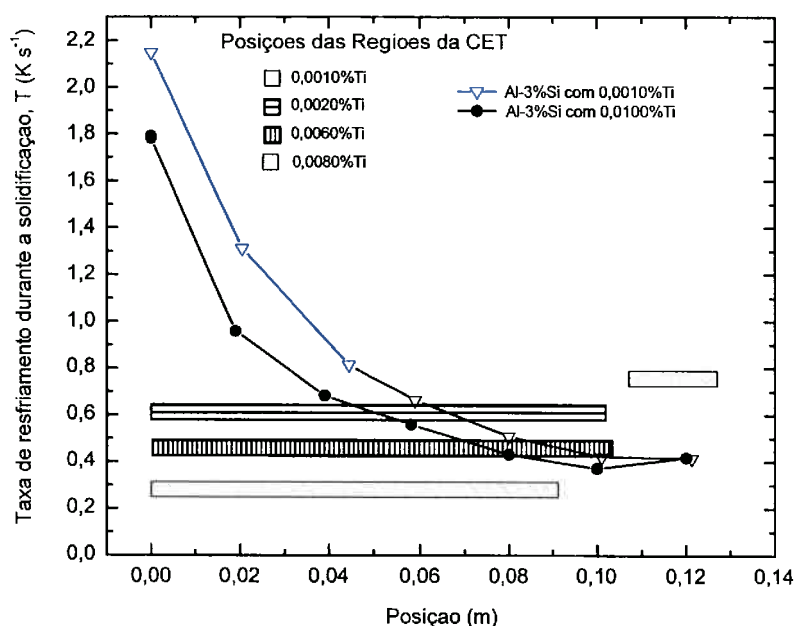


Figura 24: Reprodução das curvas da taxa de resfriamento dos resultados obtidos por Arango em seu estudo [3] para a liga Al-3%Si sem inoculante e com inoculante em teor de 0,010%Ti em peso.

Na figura 25 estão representados os caminhos térmicos dos experimentos realizados neste estudo. O caminho térmico é uma curva que mostra como a velocidade da isoterma *liquidus* varia em função do gradiente térmico nesta isoterma. [3]

Os caminhos térmicos dos dois ensaios (sem e com adição de inoculante) foram semelhantes quando analisados próximo à base de extração de calor, portanto houve bastante semelhança nas condições térmicas dos experimentos. No caso do experimento da liga Al-3%Si com inoculante, os pontos relativos às posições mais elevadas no lingote (a 77 mm e a 97 mm), em relação à sua base, não foram computadas na curva, pois os valores numéricos dos gradientes foram negativos. Isso então representa que houve perda de calor pelo topo. Pode-se notar que ao avançar da isoterma *liquidus*, o valor do gradiente térmico relacionado sempre diminui, mas sua velocidade aumenta continuamente. Os resultados do presente trabalho geralmente apresentaram velocidades inferiores das isotermas em relação às velocidades apresentadas por Arango [3], mas os gradientes térmicos foram semelhantes em determinadas regiões do lingote.

Os caminhos térmicos apresentados na figura 25 poderiam ser sobrepostos ao mapa proposto por Hunt [16] (vide figura 4) permitindo identificar o tipo de estrutura de grão: colunar; equiaxial ou mista.

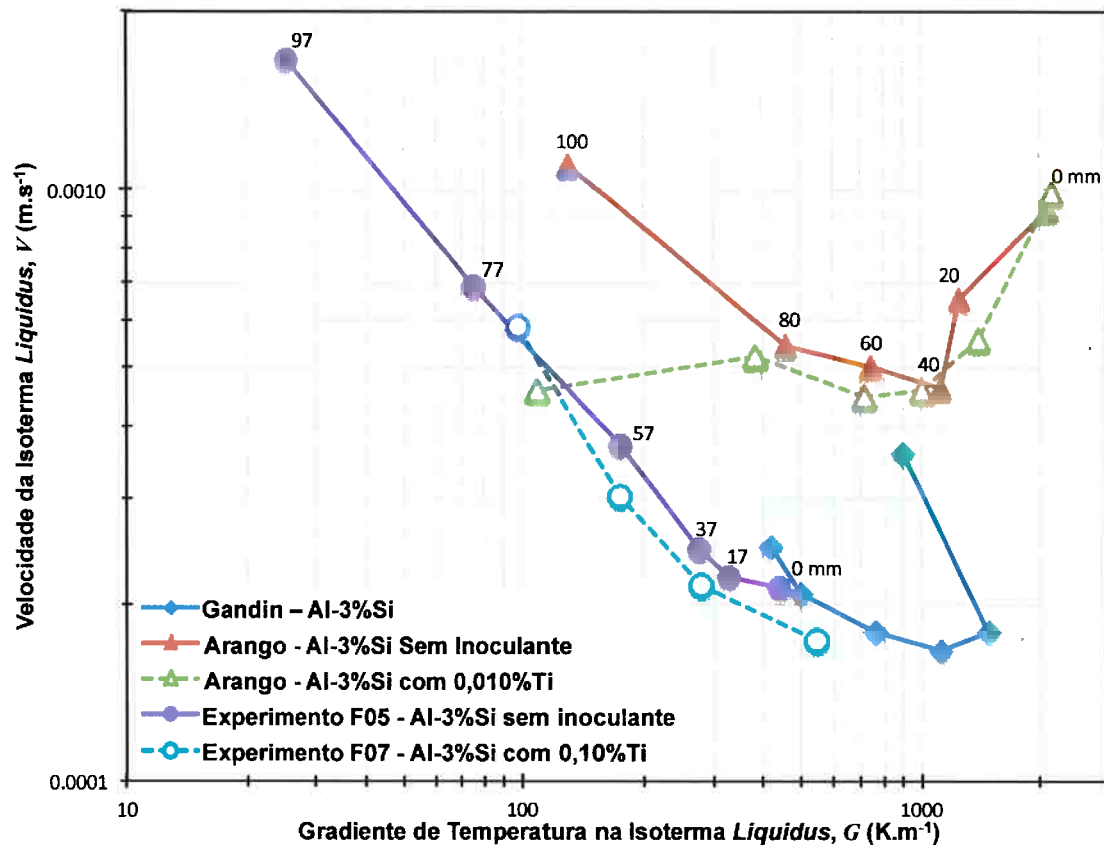


Figura 25: Caminhos térmicos de solidificação obtidos neste estudo para a liga Al-3%Si sem inoculante e com 0,10%Ti. Estão representados ainda os caminhos térmicos de Gandin para a liga Al-3%Si [20], e de Arango para os experimentos feitos na liga Al-3%Si sem inoculante e com 0,010%Ti [3]. Cada ponto do caminho térmico corresponde a uma distância da isoterma *liquidus* em relação à base do lingote. O ponto mais à direita indica a posição exatamente na base, sendo que cada ponto subsequente indica uma posição acima do ponto anterior.

CONCLUSÕES

Quando comparamos este estudo com o de Arango [3], levantamos os seguintes resultados:

- A transição colunar-equiaxial (CET) é alterada pela diminuição da taxa de extração de calor e observa-se que a CET aparece em uma posição mais próxima da base de extração de calor;
- A menor extração de calor contribui para um aumento significativo do tamanho dos grãos;
- A influência do inoculante é bem nítida e pode ser vista que em ambos os estudos (este e o de Arango [3]) ela causa um refino do tamanho de grão e,
- A presença de uma manta isolante térmica na base de extração de calor causou uma redução na velocidade das isotermas quando comparada às velocidades apresentadas por Arango [3]. Entretanto o comportamento dos gradientes de temperatura é semelhante ao obtido por Arango [3] em algumas partes do lingote.

REFERÊNCIAS

- [1] MATTER, E.A.A., 2009. Alumatter. In: Alumatter. The University of Liverpool.
Disponível em: <<http://aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=2&pageid=995466854>>. Acesso em: 07 de dezembro 2011.
- [2] ASM-HANDBOOK, 10th ed., v. 15, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1998.
- [3] PINEDA ARANGO, D.A. **Efeito da inoculação na macroestrutura de grãos de ligas Al-Si obtidas por solidificação unidirecional.** São Paulo, EPUSP, 2009. Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica.
- [4] BOCCALINI JÚNIOR, M. **Aspectos macro e microestruturais de ligas Cu-Zn binárias de fundição.** São Paulo, EPUSP, 1989. Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica.
- [5] STEFANESCU, D.M. **Science and engineering of casting solidification.** Kluwer Academic/Plenum Publishers, 2002.
- [6] SHEWMON, P.G. **Transformations in metals.** McGraw-Hill, 1969.
- [7] KURZ, W.; FISHER, D.J. **Fundamentals of solidification.** 4th rev. ed Trans Tech Publications, 1998 Enfield, N.H.. 1998.
- [8] WINEGARD, W.C. **An introduction to the solidification of metals.** Institute of Metals, 1964.
- [9] OHNO, A. **Solidification : The separation theory and its practical applications.** Berlin : Springer, 1987. 123 p.
- [10] CHALMERS, B. **Principles of solidification.** Wiley, 1964.
- [11] JACKSON, K.A.; HUNT, J.D.; UHLMANN, D.R.; SEWARD, T.P. On origin of equiaxed zone in castings. **Transactions of the Metallurgical Society of Aime**, v. 236, n. 2, p. 149-&, 1966.
- [12] SOUTHIN, R.T. Nucleation of equiaxed zone in cast metals. **Transactions of the Metallurgical Society of Aime**, v. 239, n. 2, p. 220-&, 1967.
- [13] OHNO, A.; MOTEGI, T.; SODA, H. Origin of equiaxed crystals in castings. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**, v. 11, n. 1, p. 18-&, 1971.

- [14] MURTY, B.S.; KORI, S.A.; CHAKRABORTY, M. Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying. **International Materials Reviews**, v. 47, n. 1, p. 3-29, 2002.
- [15] STURZ, L.; DREVERMANN, A.; PICKMANN, C.; ZIMMERMANN, G. Influence of grain refinement on the columnar-to-equiaxed transition in binary al alloys. **Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing**, v. 413, n. p. 379-383, 2005.
- [16] HUNT, J.D. Steady-state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic. **Materials Science and Engineering**, v. 65, n. 1, p. 75-83, 1984.
- [17] FLOOD, S.C.; HUNT, J.D. Columnar and equiaxed growth .2. Equiaxed growth ahead of a columnar front. **Journal of Crystal Growth**, v. 82, n. 3, p. 552-560, 1987.
- [18] WANG, C.Y.; BECKERMANN, C. Prediction of columnar to equiaxed transition during diffusion-controlled dendritic alloy solidification. **Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 25, n. 5, p. 1081-1093, 1994.
- [19] MARTORANO, M.A.; BECKERMANN, C.; GANDIN, C.A. A solutal interaction mechanism for the columnar-to-equiaxed transition in alloy solidification (vol 34a, pg 1657, 2003). **Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 35A, n. 6, p. 1915-1915, 2004.
- [20] GANDIN, C.A.; RAPPAZ, M. A 3d cellular automaton algorithm for the prediction of dendritic grain growth. **Acta Materialia**, v. 45, n. 5, p. 2187-2195, 1997.