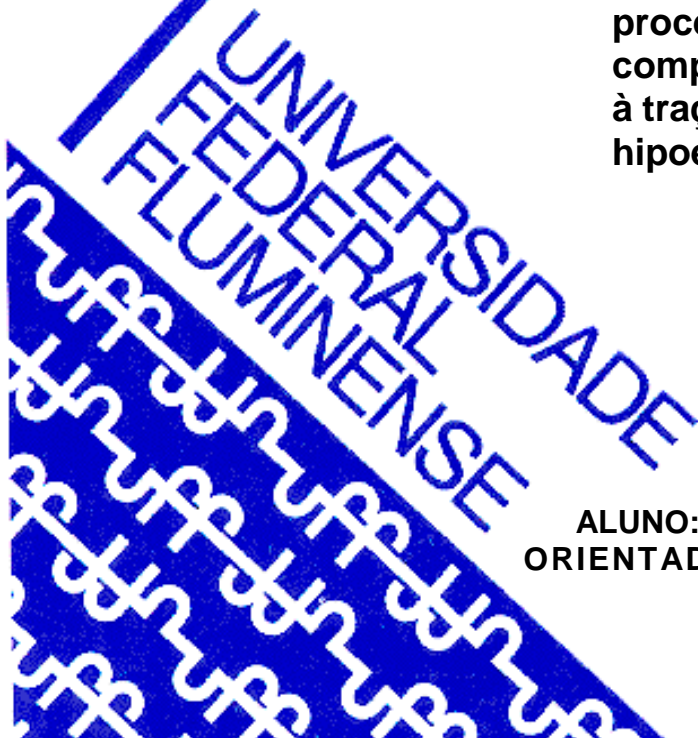


**UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE
PÓLO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA
DE VOLTA REDONDA**

**DISSERTAÇÃO DE
MESTRADO**

**Análise experimental da
influência das variáveis do
processo de solidificação no
comportamento de resistência
à tração e microdureza de ligas
hipoeutéticas de Al-5%Si**



**ALUNO: THIAGO ALVES DE SOUZA
ORIENTADOR: Prof. Dr. ALEXANDRE
FURTADO FERREIRA**

**Volta Redonda
2019**

UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE
PÓLO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA
MESTRADO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

Thiago Alves de Souza

Análise experimental da influência das variáveis do processo de solidificação no comportamento de resistência à tração e microdureza de ligas hipoeutéticas de Al-5%Si

Dissertação apresentada ao curso de Mestrado em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica.

Área de concentração: Caracterização e Processamento de Materiais Metálicos.

ORIENTADOR: Prof. Alexandre Furtado Ferreira, D.Sc.

**Volta Redonda
2019**

THIAGO ALVES DE SOUZA

ANÁLISE EXPERIMENTAL DA INFLUÊNCIA DAS VARIÁVEIS DO PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO NO COMPORTAMENTO DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E MICRODUREZA DE LIGAS HIPOEUTÉTICAS DE Al-5%Si

Dissertação apresentada ao curso de Mestrado em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica. Área de concentração: Processamento e Caracterização de Materiais Metálicos.

Aprovada em 26 de fevereiro de 2019.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Alexandre Furtado Ferreira, Dr. Sc.– Orientador
Universidade Federal Fluminense

Prof. Wesley Luiz da Silva Assis, Dr. Sc.
Universidade Federal Fluminense

Prof. Sandro Rosa Corrêa, Dr. Sc.
CSN/UniFOA

VOLTA REDONDA
2019

“Call to me, and I will answer you,
and show you great and mighty things,
which you do not know.”
Holy Bible, Jeremiah 33:3

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, meu criador, autor e consumidor da minha fé.

Aos meus pais, Eliseu e Katia, e ao meu irmão Thales, por todo suporte, apoio e exemplo dado ao longo de toda minha vida.

À minha amada Ammanda, por todo carinho, amor, preocupação e atenção durante os momentos mais difíceis.

Ao estimado amigo Thierry e sua família, cuja contribuição na minha formação é inestimada.

Aos companheiros de experimentos e estudo Janayna e Roberto, que me ajudaram a enfrentar as dificuldades encontradas nos experimentos.

E ao professor, orientador e amigo Alexandre por ter acreditado em mim, dedicado sua atenção e tempo para sanar as inúmeras dúvidas, me fornecendo seus conhecimentos e conselhos durante toda a produção deste trabalho.

RESUMO

A solidificação é uma transição de estado, de líquido para sólido; a grande maioria das transições são caracterizadas por mudanças bruscas nas propriedades dos materiais. Em geral, as ligas hipoeutéticas de Alumínio-Silício possuem uma boa fluidez e uma baixa contração na solidificação e por isso são consideradas de grande importância na indústria de fundição, mas isso não as torna insuscetíveis aos fenômenos de segregação. O controle do tamanho e forma do grão, da homogeneidade e da integridade do material sólido pode ser feito, na solidificação, pelo controle das velocidades de nucleação e de crescimento de fases. Essas mudanças de propriedades se dão devido a segregação ocorrida durante a solidificação. Ou seja, com a redistribuição de soluto que ocorre durante todo o processo de solidificação. Sabendo que a macroestrutura das peças fundidas pode se apresentar de diferentes formas, este trabalho tem por objetivo avaliar a relação das variáveis do processo de solidificação unidirecional vertical ascendente em condições transitórias de fluxo de calor (velocidade de solidificação, gradiente térmico, taxa de resfriamento e tempo local de solidificação) com a macro e microestrutura formada, com a microdureza e resistência à tração do material solidificado. As variáveis térmicas foram determinadas experimentalmente através de perfis de temperatura ao longo do material solidificado e observou-se que a velocidade de solidificação, a taxa de resfriamento e o gradiente térmico diminuem à medida que nos afastamos da base refrigerada enquanto o tempo local de solidificação aumenta. Os resultados encontrados para as propriedades mecânicas indicam diminuição na microdureza e no limite de resistência ao longo do material solidificado.

Palavras-chave: ligas de alumínio, solidificação, microdureza, limite de resistência.

ABSTRACT

The solidification is a state transition, from liquid to solid; most of the transitions are characterized by abrupt changes on the properties of the materials. In general, the hypoeutectic Aluminum–Silicon alloys have a good fluidity and a small contraction on the solidification and because of it they are considered of great importance on the foundry industry, but this doesn't make them less susceptible to the segregation phenomena. The control of the size and grain shape, of the homogeneity and of the integrity of the solid material can be done, on the solidification, by the control of the nucleation and phase growth. These changes on the proprieties are due to the segregation happening during the solidification. Therefore, with the solute redistribution that happens during the entire solidification process. Therefore, with the solute redistribution that happens during the entire solidification process. Knowing that the macrostructure of melted pieces can present itself in many shapes, this project aims to evaluate the relation of the variables of the solidification process (solidification velocity, thermal gradient, cooling rate and local solidification time) with the macro and microstructure formed, with the microhardness and tensile strength of the solidified material. The thermal variables were determined experimentally through temperature profiles along the solidified material and it is possible to observe that the solidification velocity, the cooling rate and the thermal gradient decrease as we move away from the cooling base, meanwhile the solidification time increases. Regarding the mechanical properties, there was a decrease in the microhardness and in the tensile strength limit along the solidified ingot.

Key-words: aluminum alloys, solidification, microhardness, tensile strength.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
2	MOTIVAÇÃO	20
3	OBJETIVOS	21
3.1	Objetivos Gerais	21
3.2	Objetivos Específicos	21
4	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
4.1	Solidificação de ligas metálicas	22
4.1.1	Estrutura de solidificação e propriedades	22
4.2	Nucleação e crescimento	28
4.2.1	Ponto de fusão	28
4.2.2	Nucleação homogênea	30
4.2.3	Nucleação heterogênea	31
4.2.4	Solidificação em condições de equilíbrio	32
4.2.5	Solidificação fora do equilíbrio	34
4.3	Variáveis térmicas de solidificação	39
4.3.1	Velocidade de solidificação	39
4.3.2	Gradiente térmico	39
4.3.3	Taxa de resfriamento	40
4.3.4	Tempo local de solidificação	40
4.4	Macroestrutura	41
4.4.1	Zona Coquilhada	41
4.4.2	Zona Colunar	41
4.4.3	Zona Equiaxial	43
4.5	Ensaio Mecânicos	44
4.5.1	Ensaio de tração	44
4.5.2	Ensaio de microdureza Vickers	46
5	MATERIAL E MÉTODOS	48
5.1	Material	48
5.2	Métodos	48
5.2.1	Fusão da liga	48
5.2.2	Curva de resfriamento lento	49
5.2.3	Solidificação controlada	49
5.2.4	Análise Macroestrutural	52
5.2.5	Análise Microestrutural	53
5.2.6	Ensaio de tração	54
5.2.7	Ensaio de microdureza	56
6	RESULTADOS	57
6.1	Variáveis térmicas de solidificação	57

6.1.1	Velocidade de Solidificação	62
6.1.2	Taxa de resfriamento	64
6.1.3	Gradiente térmico	65
6.1.4	Tempo local de solidificação	66
6.2	Macroestrutura de Solidificação	67
6.3	Microestrutura de Solidificação.....	68
6.4	Microdureza Vickers	73
6.5	Resistência à tração	78
7	CONCLUSÕES.....	84
8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	86
9	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	87

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação de um metal (Garcia, 2007).	23
Figura 2 - Representação esquemática da microestrutura de solidificação. (Garcia, 2007)	24
Figura 3 - Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação (ROSA, 2007).....	26
Figura 4 – Espaçamento dendrítico primário (λ_1), secundário (λ_2) e terciário (λ_3). (ROSA, 2007).....	27
Figura 5 – Representação esquemática da variação da energia livre com a temperatura para um elemento puro. (Garcia, 2007)	31
Figura 6 – Calota esférica de sólido formada sobre um substrato plano na nucleação heterogênea. (Campos Filho, 1978).....	32
Figura 7 - Perfil de concentração de soluto em etapa intermediária da solidificação de uma barra em condições de equilíbrio (Garcia, 2007)	33
Figura 8 - Perfil de Solute no Líquido a partir da Interface Sólido/Líquido. (Garcia, 2007)	34
Figura 9 - Perfil de Concentração de Solute nos Transientes Inicial e Final. (Garcia, 2007).....	35
Figura 10 - Perfil de Concentração de Solute em uma Etapa Intermediária da Solidificação com Mistura Completa no Líquido e sem Difusão no Sólido. (Garcia, 2007)	36
Figura 11 – Perfil de concentração de soluto no final da solidificação para mistura completa no líquido e ausência de difusão no sólido. (Garcia, 2007)	37
Figura 12 – Acúmulo de soluto na interface sólido/líquido para condições de mistura parcial no líquido (Garcia, 2007)	38
Figura 13 – Representação esquemática do crescimento de grãos na região coquilhada e do surgimento de grãos colunares a partir de grãos coquilhados com orientação favorável. (Garcia, 2007)	42
Figura 14 – Influência de variáveis de solidificação sobre o comprimento da zona colunar: a) superaquecimento; b) teor de soluto da liga. (Garcia, 2007).....	43
Figura 15 - Representação esquemática das diferentes zonas macroestruturais. (Santos, 2006, adaptado).....	44
Figura 16 – Desenho esquemático de uma curva tensão (σ) x deformação (ϵ) indicando as diferentes regiões dos variados comportamentos do material durante o ensaio (Hibbeler, 2010).....	45
Figura 17– Esquema de um ensaio de microdureza Vickers (Hibbeler, 2010).....	47
Figura 18 - Forno do tipo Mufla, da Fornos Jung LTDA.	48

Figura 19 - Aquisidor de dados	49
Figura 20 – Representação esquemática do procedimento experimental de solidificação controlada (MEZA, 2008).....	50
Figura 21 - Molde revestido de alumina, termopares posicionados nas posições pré-determinadas em destaque.....	51
Figura 22 - Forno de solidificação controlada.....	52
Figura 23 - Serra de corte do tipo fita, modelo FM 500 Franho.....	53
Figura 24 - Microscópio Olympus do laboratório de Metalografia da EEIMVR-UFF..	54
Figura 25 - Esquema de retirada dos corpos de prova do lingote solidificado.	55
Figura 26 – Esquema dos corpos de prova para ensaio de tração retirados do lingote solidificado.	55
Figura 27 - Corpo de prova preso às garras da máquina de ensaio universal EMIC.	56
Figura 28 – Máquina de Ensaio de microdureza Vickers, Leitz.....	57
Figura 29 - Diagrama de Fases Al-Si, parcial.....	58
Figura 30 - Curva de Resfriamento lento para a liga Al-5%Si	59
Figura 31 – Curvas experimentais de resfriamento Al-5%Si para cada termopar em sua respectiva posição.....	61
Figura 32 - Posição da isoterma <i>liquidus</i> a partir da base refrigerada em função do tempo.	62
Figura 33 - Velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> em função do tempo.	63
Figura 34 - Velocidade versus posição	64
Figura 35 - Taxas de resfriamento em função da posição a partir da base refrigerada do molde.	65
Figura 36 – Gradiente térmico em função da posição a partir da base refrigerada do molde.	66
Figura 37 – Tempo Local de Solidificação em função da Posição a partir da base refrigerada do molde.	67
Figura 38 - Macroestrutura de solidificação da liga Al-5%Si	68
Figura 39 - Microestruturas dendríticas de amostras das posições: (a) 5mm, (b) 10mm, (c) 15mm, (d) 20mm, (e) 35mm , (f) 45mm, (g) 60mm e (h) 85mm a partir da base de extração de calor.....	69
Figura 40 - Espaçamento terciário em função da posição a partir da base de extração de calor.....	70
Figura 41 - Espaçamento dentríptico terciário em função da velocidade de solidificação.....	71

Figura 42 - Espaçamento dendrítico terciário em função da taxa de resfriamento....	71
Figura 43 - Espaçamento Dendrítico Terciário em função do Gradiente Térmico.....	72
Figura 44 - Espaçamento dendrítico terciário em função do tempo local de solidificação.....	73
Figura 45 - Gráfico Microdureza Vickers x Velocidade de Solidificação.....	74
Figura 46 - Gráfico Microdureza Vickers x Taxa de Resfriamento	74
Figura 47 - Gráfico Microdureza Vickers x Gradiente Térmico.....	75
Figura 48 - Gráfico Microdureza Vickers x Tempo local de solidificação	75
Figura 49 - Microdureza vickers para cada posição a partir da base refrigerada.	77
Figura 50 - Microdureza vickers <i>versus</i> espaçamento dendrítico terciário.....	77
Figura 51 - Gráfico Tensão versus Deformação para cada corpo de prova ensaiado.	79
Figura 52 - Limite de Resistência à tração versus Velocidade de Solidificação	80
Figura 53 –Limite de Resistência à tração versus Taxa de resfriamento	81
Figura 54 –Limite de Resistência à tração versus Gradiente térmico.	81
Figura 55 –Limite de Resistência à tração versus Tempo local de solidificação.....	82

LISTA DE ABREVIATURAS, SÍMBOLOS E SIGLAS

UFF	Universidade Federal Fluminense
EEIMVR	Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda
Al	Alumínio
Si	Silício
%	percentagem
%p/p	percentual em peso
T_f	temperatura de fusão ($^{\circ}\text{C}$)
F_L	energia livre do líquido (J)
F_S	energia livre do sólido (J)
k	coeficiente de partição no equilíbrio
k_{ef}	coeficiente de partição efetivo
C_s	concentração de sólido (%p)
C_L	concentração de líquido (%p)
C_0	concentração inicial (%p)
S/L	sólido/líquido
f_s	fração sólida
f_L	fração líquida
v_L	velocidade de solidificação (m/s)
G_L	gradiente térmico ($^{\circ}\text{C}/\text{m}$)
\dot{T}	taxa de resfriamento ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)
λ_1	espaçamento dendrítico primário (μm)
λ_2	espaçamento dendrítico secundário (μm)
λ_3	espaçamento dendrítico terciário (μm)
T_L	temperatura líquidus ($^{\circ}\text{C}$)
T_S	temperatura solidus ($^{\circ}\text{C}$)
CFC	cúbica de face centrada
C_E	concentração eutética (%p)
C_{sm}	concentração máxima de soluto do sólido em equilíbrio com o líquido (%p)
dC_L	incremento na concentração de soluto do líquido (%p)

Ds	coeficiente de difusão no sólido (m ² /s)
t _{sL}	tempo de solidificação (s)
L	comprimento da amostra (mm)
HV	dureza vickers (kgf/mm ²)
LR	limite de resistência (MPa)
L ₀	comprimento inicial do corpo de prova
L _f	comprimento final do corpo de prova

1 INTRODUÇÃO

Dentre as diversas ligas de alumínio, as de maior utilização são as de Alumínio-Silício, representando cerca de 90% de todos os produtos fundidos de alumínio. Isso se dá devido as suas propriedades mecânicas, resistência à corrosão e alta fundibilidade. Tais propriedades são altamente dependentes do processo de fundição empregado. Tendo a fluidez como um de seus principais atributos, as ligas hipoeutéticas de Al-Si têm grande facilidade de preencher as cavidades de um molde, o que torna mais fácil sua fabricação através do processo de fundição. (Peres, 2004)

A solidificação consiste no processo de verter um fundido em moldes com a finalidade de produzir formas sólidas requeridas. O estudo da solidificação de metais e ligas é importante porque a maioria dos produtos metálicos, em algum estágio da sua fabricação passa do estado líquido para o estado sólido numa forma acabada ou semiacabada. Com a fusão dos metais há uma grande redução da viscosidade, de tal forma que é possível acomodar o metal líquido em um molde de determinada geometria para proporcionar o formato de uma peça semiacabada. Desta forma, a fundição é o caminho mais econômico na conformação de uma peça metálica, desde que a temperatura de fusão (ponto de fusão) não seja muito elevada. Já o lingotamento consiste em verter o metal líquido em moldes de geometrias mais simples e exigirá maior energia para que processos de conformação plástica, tais como laminação, forjamento, extrusão, confirmem ao metal o formato necessário. Há também uma rota alternativa que consiste nos processos de solidificação rápida, que são principalmente adequados à produção de seções de dimensões mais restritas como fios, filamentos, tiras e fitas metálicas. (Garcia, 2007)

Durante o resfriamento de uma liga que atravessa o intervalo entre as temperaturas *solidus* (região do gráfico abaixo do qual uma dada substância é completamente sólida) e *liquidus* (região do gráfico abaixo do qual uma dada substância é completamente líquida), o diagrama de fases indica que as composições de equilíbrio entre o sólido e o líquido variam a cada instante. Nos processos de solidificação usuais não há tempo suficiente para que toda a extensão das fases acompanhe estas variações de composição. Geralmente no caso de metais, apenas próximo à interface entre as fases, que é onde a partição do soluto ocorre, existe

tempo suficiente para que cada lado consiga atingir as composições indicadas pelo diagrama. Portanto, o sólido junto à interface adquire a composição dada pelo diagrama, mas as regiões internas deste sólido ainda mostram composições próximas das existentes no instante em que a interface passava por estes locais. Nota-se, então, que amostras brutas de fundição observadas à temperatura ambiente possuem variações de composição ao longo de sua estrutura. Nos processos onde a solidificação ocorre através de uma interface sólido-líquido dendrítica (cristal ramificado em forma de árvore), estas ideias podem ser aplicadas à interface sólido-líquido de apenas um braço dendrítico. Isto significa que a composição deste braço pode variar do seu eixo até a região entre braços dendríticos vizinhos. Este tipo de variação microscópica em amostras brutas de fundição é conhecido por microsegregação, segregação dendrítica ou zonamento. Por outro lado, as variações de composição média de regiões que podem abranger desde diversos grãos até partes relativamente grandes do lingote ou peça são chamadas de macrosegregação. Estes dois tipos de variações estão normalmente sobrepostos na mesma estrutura de um lingote. Sabe-se que uma das consequências da presença de microsegregação é a existência de um intervalo de solidificação maior do que aquele indicado pelo diagrama de fases. Logo, durante a solidificação, haverá uma maior quantidade de líquido do que aquela prevista pela aplicação da regra das alavancas. Este líquido pode finalmente solidificar ao atravessar a temperatura de uma reação de ponto invariante, resultando ou na presença de partículas de segunda fase não previstas pelo diagrama, ou uma maior quantidade de partículas do que a prevista para a composição média da liga. A quantidade de segunda fase não prevista pelo diagrama de fases é chamada de segunda fase de não-equilíbrio e normalmente é indesejável, pois quase sempre é uma fase frágil. Esta segunda fase pode também ser gasosa, originando bolhas no metal. (Garcia, 2007)

As ligas metálicas se solidificam fora das condições de equilíbrio, ou seja, o processo de solidificação não é uniforme. Assim, a distribuição dos elementos também não é uniforme, isto é, são estabelecidos gradientes de concentração ao longo dos grãos, este fenômeno é conhecido por segregação. (Callister, 2002)

As propriedades mecânicas de uma peça produzida pelo processo de fundição dependem do processo de solidificação, mais especificamente dos parâmetros do

processo de solidificação. Assim, o tamanho médio de grão, o espaçamento entre os braços das dendritas e a porosidade podem ser influenciados pelas variáveis do processo de fundição. (Goulart, 2005)

Diversos estudos têm sido realizados nas últimas décadas à cerca da evolução da estrutura bruta de solidificação através de análises térmicas e técnicas metalográficas, com intuito de auxiliar no controle dos processos de fundição. Mas, é importante destacar que a grande maioria dos resultados experimentais envolvendo aspectos macro e microestruturais resultantes de processos de solidificação de ligas metálicas presentes nas literaturas, utilizam condições estacionárias de transferência de calor, porém, nos processos realizados no setor industrial ocorrem em condições transientes de transferência de calor, o que aumenta a necessidade do conhecimento do efeito dos parâmetros térmicos do processo de solidificação na macro e microestrutura de uma peça fundida. Vale ressaltar também que a grande maioria dos trabalhos nesta área envolvem principalmente análises metalográficas, dando maior ênfase ao estudo microestrutural do que ao estudo dos efeitos dos parâmetros de solidificação nas propriedades mecânicas do material. (Campos Filho, 1978)

Vasconcelos (2014) e colaboradores, em seu trabalho à cerca das influências dos parâmetros térmicos sobre os espaçamentos dendríticos e microdureza de uma liga de Al-5,5%Sn solidificada unidirecionalmente, ressalta a importância do controle dos parâmetros térmicos de solidificação, como velocidade de solidificação e taxa de resfriamento, no controle da microestrutura do material solidificado.

No trabalho feito por Kalhapure (2015), o autor destaca a relação entre a microestrutura de solidificação de ligas binárias de Al-Si e suas propriedades mecânicas. Sabendo que as variáveis térmicas influenciam a microestrutura do material solidificado, fica evidente a importância do controle destas variáveis durante a fabricação de uma liga metálica.

Na pesquisa desenvolvida por Nascimento (2017) podemos observar a influência das variáveis térmicas na microestrutura, ou seja, no espaçamento dendrítico primário e conseqüentemente na resistência mecânica de uma liga de Al-10%Si-2%Cu. Neste trabalho, o autor destaca principalmente a correlação entre o espaçamento dendrítico primário e a resistência mecânica do material, de forma que

com o controle das variáveis térmicas seja possível preestabelecer condições para se obter microestruturas que permitam obter propriedades desejadas.

Este trabalho tem por objetivo avaliar os efeitos dos parâmetros de solidificação, tais como a velocidade de solidificação, taxa de resfriamento, gradiente térmico e tempo local de solidificação, na macroestrutura, microestrutura e propriedades mecânicas das peças fundidas, buscando traçar uma relação entre estes a fim de facilitar a obtenção das características desejadas de um produto acabado, realizando o controle das variáveis de processo.

2 MOTIVAÇÃO

A grande maioria dos processos de fabricação de produtos metálicos se dá início a partir de um processo de solidificação.

Visto que as ligas hipoeutéticas de alumínio-silício têm grande importância para as indústrias do setor automotivo e da aviação, onde são exigidas peças de alta qualidade e de responsabilidade, o controle de qualidade das peças produzidas para estes fins deve ser rigoroso e bem executado. Como estas peças são produzidas por meio do processo de fundição, o controle das variáveis de processo é de fundamental importância para se obter um material que atenda satisfatoriamente o seu propósito e/ou função. Quanto maior e mais preciso for o controle sobre as variáveis do processo, melhor será o controle sobre as propriedades do produto acabado.

A compreensão das variáveis desse processo e suas influências sobre o produto final são a principal motivação deste trabalho.

3 OBJETIVOS

3.1 *Objetivos Gerais*

Este trabalho tem por objetivo realizar a análise experimental da influência das variáveis do processo de solidificação (velocidade de solidificação, taxa de resfriamento, gradiente térmico e tempo local de solidificação) na macroestrutura de solidificação, nos espaçamentos dendríticos e no comportamento de resistência à tração e microdureza de ligas hipoeutéticas de Al-5%Si.

3.2 *Objetivos Específicos*

1. Preparar uma liga binária hipoeutética de Al-5%Si e solidificá-la pelo processo de solidificação unidirecional ascendente;
2. Coletar os perfis de temperatura ao longo do lingote durante o processo de solidificação;
3. Determinar experimentalmente a curva de resfriamento da liga Al-5%Si;
4. Analisar a macroestrutura de solidificação da liga Al-5%Si;
5. Determinar as variáveis térmicas de solidificação envolvidas no processo de solidificação unidirecional ascendente, dentre elas a velocidade de solidificação (V_L), taxa de resfriamento (\dot{T}), gradiente térmico à frente de solidificação (G_L) e o tempo local de solidificação (t).
6. Realizar a caracterização microestrutural da liga solidificada;
7. Aferir a microdureza do material solidificado;
8. Realizar testes de tração em corpos de prova obtidos a partir do lingote solidificado;
9. Analisar os efeitos dos parâmetros de solidificação do processo de solidificação unidirecional ascendente tais como: velocidade de solidificação (V_L), taxa de resfriamento (\dot{T}), gradiente térmico à frente de solidificação (G_L) e o tempo local de solidificação (t), na microestrutura, na microdureza e no limite de resistência à tração da liga Al-5%Si e realizar a correlação entre estes.

4 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1 *Solidificação de ligas metálicas*

4.1.1 Estrutura de solidificação e propriedades

A estrutura que se forma imediatamente após a solidificação determina as propriedades do produto final. Apesar de acreditar-se que eventuais defeitos da estrutura bruta de solidificação sejam eliminados durante a etapa de conformação plástica de lingotes, o ocorrido na prática tende a ser diferente. Ainda que alguns defeitos desapareçam macroscopicamente com a deformação, a maioria deles será conduzida até o produto acabado. As propriedades mecânicas desse produto dependem do tamanho de grão, espaçamentos dendríticos, espaçamentos lamelares ou fibrosos, das heterogeneidades de composição química, do tamanho, forma e distribuição das inclusões, de porosidade formada etc. Esses aspectos microestruturais dependem grandemente das condições de solidificação, desde o início do processo com o metal em estado líquido. (Boettinger, 2000). A figura 1 mostra os fenômenos ocorridos durante a solidificação de um metal.

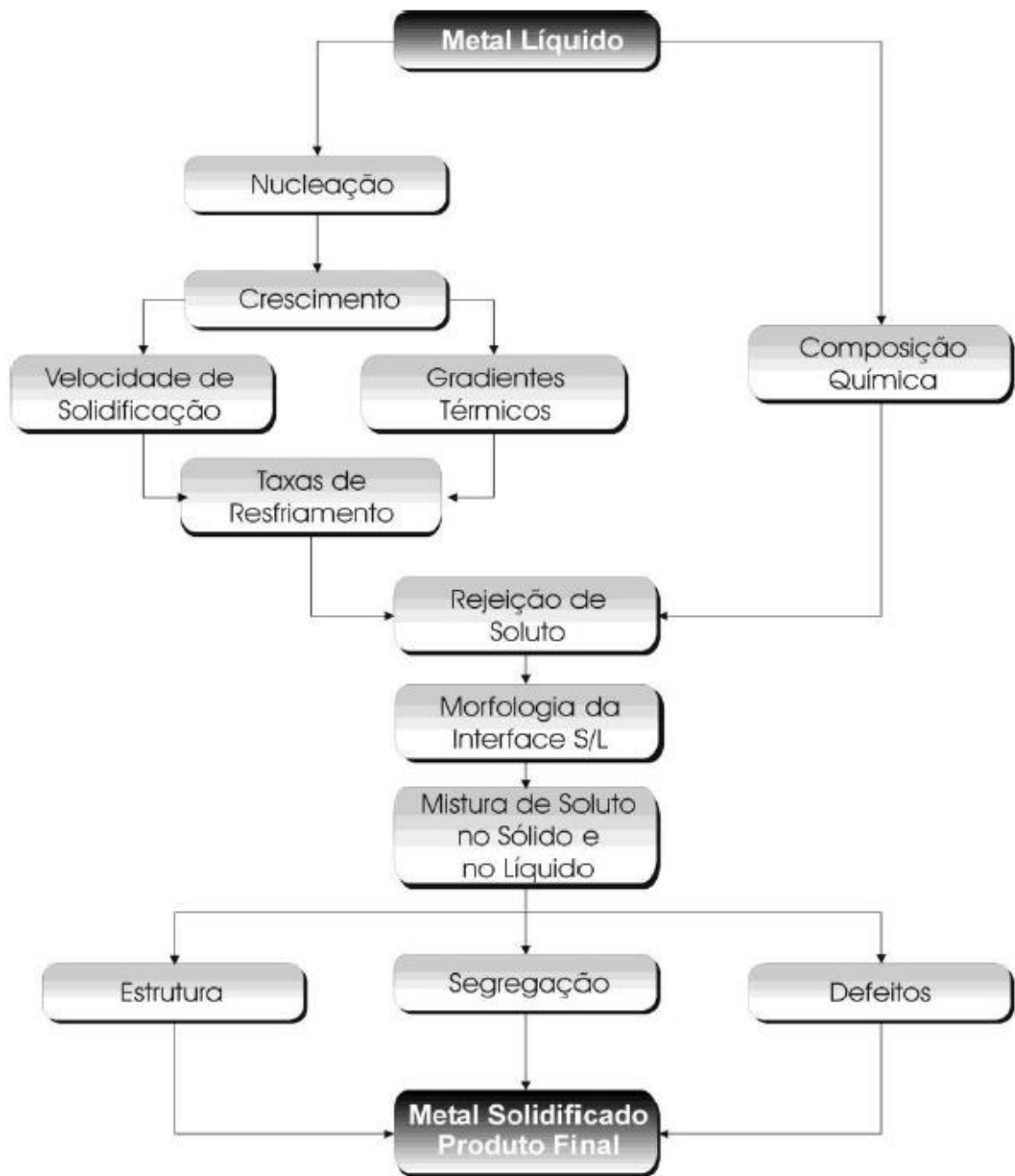


Figura 1 - Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação de um metal (Garcia, 2007).

Definida a composição química da liga metálica, a dinâmica da solidificação se encarregará de determinar a microestrutura resultante. A primeira variável de influência na solidificação é a temperatura de vazamento, juntamente com a

intensidade das correntes convectivas durante o preenchimento do molde. O molde tem como função conferir forma à peça, mas também é responsável pela extração de calor do metal, garantindo a transformação do líquido em sólido. Essa transformação poderá ocorrer de forma mais lenta ou mais rápida, dependendo da capacidade de absorção do molde. Dependendo da posição relativa da liga no seu respectivo diagrama de fases, haverá a rejeição de soluto ou de solvente, e que terá como consequência um movimento de espécies associado à transferência de calor. A união dos processos de transferência de massa e de calor irá impor as condições que determinarão a morfologia de crescimento e o arranjo microestrutural. A figura 2 ilustra a microestrutura resultante associada à distribuição de defeitos e heterogeneidades químicas. Essa microestrutura definirá as características mecânicas e químicas do produto final solidificado (Garcia, 2007).

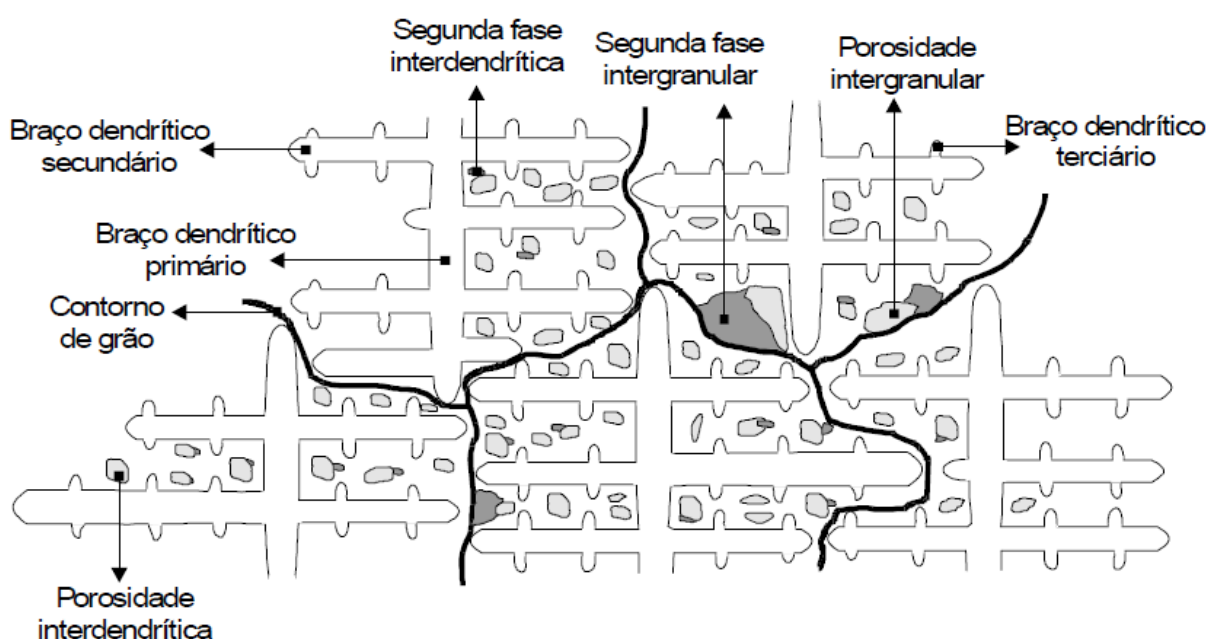


Figura 2 - Representação esquemática da microestrutura de solidificação. (Garcia, 2007)

As microestruturas resultantes do processo de solidificação, estão relacionadas com a forma da interface sólido/líquido. Sob condições ideais de solidificação, essa interface permaneceria plana, mas em um processo prático ocorrem alterações nos

parâmetros térmicos do sistema metal/molde durante a solidificação, provocando instabilidade na mesma, dando origem a microestruturas celulares e dendríticas. Durante a transformação de fases, a rejeição de soluto que ocorre à frete da fronteira sólido/líquido dá origem a um fenômeno que favorece a nucleação, conhecido por superresfriamento constitucional que afeta a morfologia da interface sólido/líquido (Garcia, 2007).

A Figura 3 mostra o efeito da concentração de soluto (C_0), velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_s) e gradiente térmico (G_L) na instabilidade da interface sólido/líquido e, conseqüentemente, na formação das microestruturas.

O aumento do grau de superresfriamento constitucional provoca o surgimento de braços secundários, e posteriormente, a partir destes, os terciários que caracterizam as redes dendríticas, conforme indica a figura 4 (Dias Filho, 2012). As distâncias entre centros de células e de ramificações ou braços dendríticos são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, e podem ser utilizados a fim de caracterizar de maneira quantitativa a microestrutura solidificada (Meza, 2012).

A figura 4 mostra como os espaçamentos dendríticos terciários fazem parte integrante da estrutura dendrítica. Esses espaçamentos têm influência sobre as propriedades do produto solidificado e quando estão presentes na estrutura do material de estudo, a literatura conhecida recomenda que estas propriedades sejam relacionadas com o espaçamento de maior grau, ou seja, o terciário (Garcia, 2007).

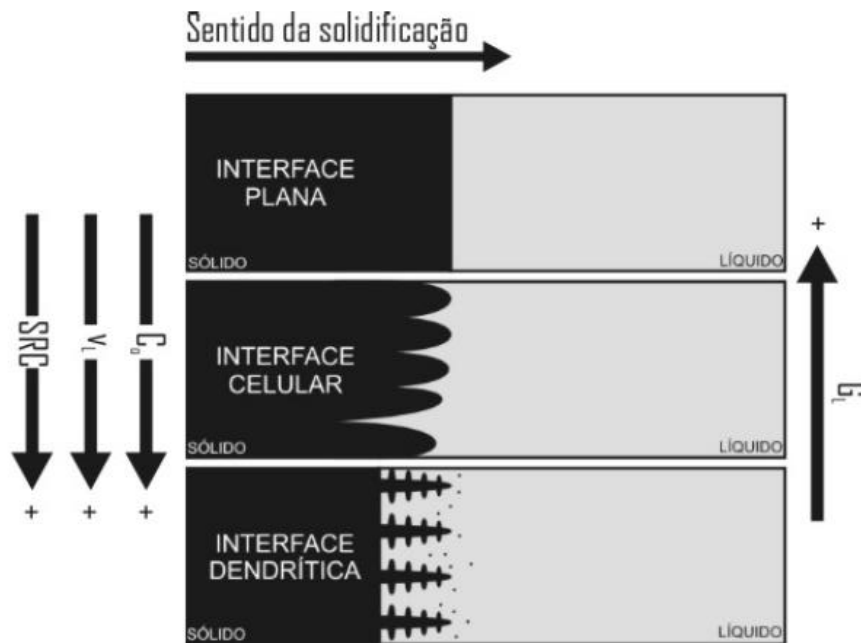


Figura 3 - Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação (ROSA, 2007)

A medida dos espaçamentos interdendríticos, ou seja, a distância entre os braços dendríticos: primários (λ_1), secundários (λ_2) ou de maior ordem como os braços terciários (λ_3) pode ser utilizada na determinação dos efeitos das condições de solidificação e das variáveis térmicas sobre a microestrutura formada. É sabido que os espaçamentos interdendríticos possuem influência sobre as propriedades mecânicas de ligas em seu estado bruto de solidificação, uma vez que os espaçamentos menores permitem que a microestrutura seja caracterizada por uma distribuição mais homogênea da segregação microscópica que existe entre as ramificações dendríticas, o que favorece o comportamento mecânico. Sabe-se que os espaçamentos celulares e dendríticos tendem a diminuir com o aumento da velocidade de solidificação e da taxa de resfriamento. Portanto, sistemas de solidificação que favoreçam essas condições contribuem na obtenção de produtos de melhor resistência mecânica (Rosa, 2007).

Assim, se torna de grande importância a determinação e análise dos parâmetros que controlam esses espaçamentos durante a solidificação (Meza, 2012).

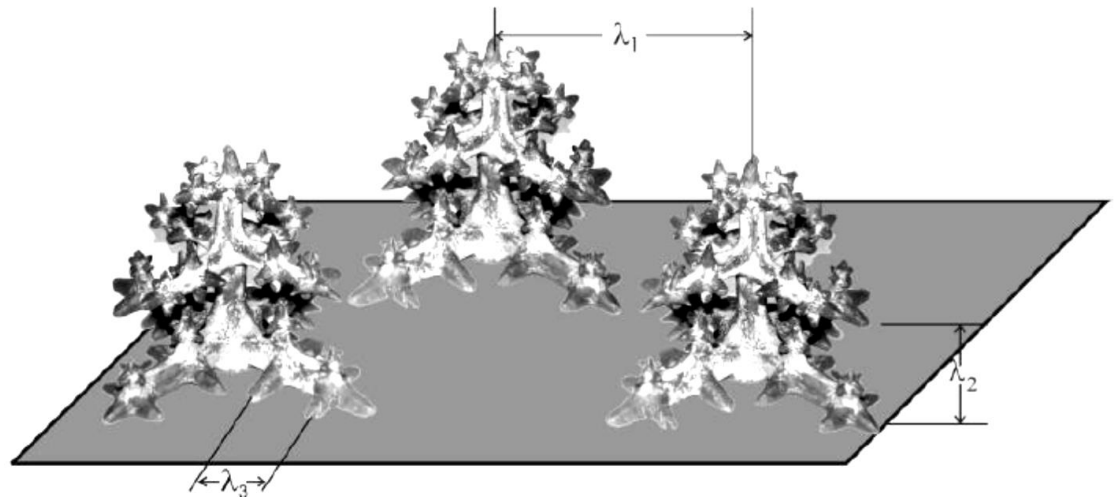


Figura 4 – Espaçamento dendrítico primário (λ_1), secundário (λ_2) e terciário (λ_3).
(Rosa, 2007)

As propriedades mecânicas de uma liga em seu estado bruto de solidificação dependem também do arranjo microestrutural que se define no processo de solidificação. Nessas condições, tamanho de grão, espaçamentos interdendríticos, forma, tamanho e espalhamento de eventual porosidade, produtos segregados e outras fases irão determinar o comportamento mecânico da liga representado por tensões e/ou deformações (Rosa, 2007)

Para determinação do espaçamento dendrítico, utiliza-se a equação (4.1).

$$(\lambda_d) = \frac{L}{1-n} \quad (4.1)$$

onde: L é o comprimento dos braços da dendrita, em micrometros e n é o número de dendritas que interceptam a linha L.

4.2 Nucleação e crescimento

4.2.1 Ponto de fusão

Um composto ou um elemento puro podem existir tanto na forma de líquido como de sólido cristalino, existindo uma temperatura de fusão (T_f), acima da qual a forma estável é o líquido, e abaixo, estabiliza-se o sólido. Tal temperatura é definida como ponto de fusão e é a única em que os dois estados de agregação podem coexistir em equilíbrio. Apesar de ser frequentemente considerado constante, o ponto de fusão varia ligeiramente com a pressão. A aplicação de pressão favorece a estabilização da fase de menor volume. Como a maioria dos metais contraem durante a solidificação, o aumento da pressão provocará a elevação do ponto de fusão, já que o sólido apresenta menor volume. Há algumas exceções a esse comportamento, como por exemplo o silício, gálio, bismuto e até mesmo a água, que se expandem ao solidificar, ou seja, o aumento da pressão resultará numa diminuição do ponto de fusão. A equação de Clapeyron demonstra essa situação (Garcia, 2007):

$$\frac{\Delta T}{\Delta P} = \frac{T_f(V_2 - V_1)}{L} \quad (4.2)$$

Onde:

ΔT – variação no ponto de fusão

ΔP – variação na pressão

V_1 e V_2 – volumes específicos de cada estado de agregação

L – calor latente de fusão

O ponto de fusão pode também ser definido como a temperatura na qual as energias livres das duas fases são iguais. Em outras palavras, a essa temperatura tanto o líquido quanto o sólido tem a mesma capacidade de realizar trabalho, ou seja (Garcia, 2007):

$$F_s = F_L \quad (4.3)$$

Onde F_L e F_S são respectivamente as energias livres do líquido e do sólido.
Sendo a energia livre definida por:

$$F = E - TS + PV \quad (4.4)$$

Onde:

E – energia interna da fase

T – temperatura absoluta

P – pressão

V – volume

S – entropia

A entalpia de uma fase pode ser definida por:

$$H = E + PV \quad (4.5)$$

Se substituída em (4.4), teremos:

$$F = H - TS \quad (4.6)$$

À temperatura de fusão, a energia livre do sólido é igual a do líquido, então:

$$H_L - T_f S_L = H_S - T_f S_S \quad (4.7)$$

E como:

$$H_L - H_S = L \quad (4.8)$$

Temos que:

$$\Delta S = S_L - S_S = \frac{L}{T_f} \quad (4.9)$$

A equação (4.9) mostra que a variação em ordenação que ocorre pela transformação de líquido em sólido pode ser quantificada pela relação entre o calor latente e o ponto de fusão do material. A variação de entropia (ΔS) não deve ser fortemente dependente da estrutura do sólido, por causa da transformação líquido/sólido tendo em vista que a diferença de estrutura cristalina e a diferença em ordenação de um sólido em relação a outro são muito menores que a existente entre um sólido e um líquido. (Campos Filho, 1978)

4.2.2 Nucleação homogênea

A nucleação é definida como a formação de uma nova fase a partir de uma outra, em posições específicas e caracterizada por contornos bem definidos que a separam do meio que a gerou. Na solidificação, a nucleação envolve a formação de partículas de sólido envolvidas pelo material líquido. Quando é formado o sólido dentro do próprio líquido sem auxílio de nenhum tipo de estimulante energético externo, diz-se que a nucleação é homogênea. Nos metais, pode ocorrer o aparecimento de regiões de ordenação cristalina de curto alcance, mesmo a temperaturas acima da temperatura de fusão. Essas regiões são os embriões da fase sólida, não são estáveis e podem continuar instáveis mesmo em um certo nível de temperatura abaixo da temperatura de fusão (Garcia, 2007).

Abaixo da temperatura de fusão, o sólido é a fase estável, pois apresenta maior energia livre (conforme indicado na figura 5). A uma temperatura abaixo da temperatura de fusão, ocorre uma diminuição na energia livre por conta da transformação de um determinado volume de líquido em sólido. A uma temperatura acima da de fusão, ocorre uma diminuição ainda maior na energia livre. Isto é, quanto maior for o resfriamento, maior a força motriz da transformação líquido/sólido.

A variação de energia livre reflete a transformação ocorrida no volume do material. Quando um grupo de átomos se arranja com ordenação cristalina para formar um novo embrião, forma-se também uma superfície que o separa do líquido

desordenado. Existe uma energia livre positiva associada a essa superfície, o que leva a um aumento da energia livre à medida que essa superfície cresce. O embrião só sobrevive se a energia livre total diminuir. Por isso, a nucleação homogênea pode se dar por meio da formação de embriões esféricos, já que essa forma é a que apresenta menor relação superfície/volume, ou seja, a geometria mais energeticamente favorável para a sobrevivência do embrião (Campos Filho, 1978).

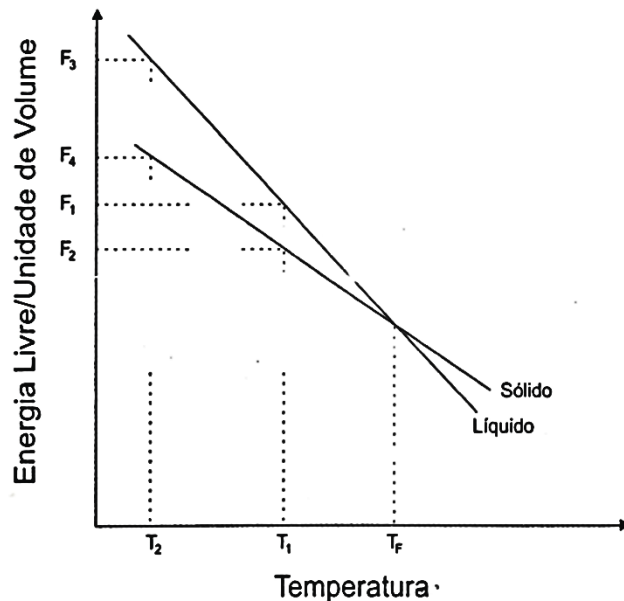


Figura 5 – Representação esquemática da variação da energia livre com a temperatura para um elemento puro. (Garcia, 2007)

4.2.3 Nucleação heterogênea

A formação de um núcleo de tamanho crítico pode sofrer uma ação catalizadora por meio da presença, no volume de líquido, de superfícies adequadas e de natureza diversa do líquido. As partículas sólidas em suspensão no líquido, paredes de moldes, uma película de óxido na superfície do líquido, ou elementos ou compostos inseridos proposadamente podem ser catalizadores da nucleação do material. O processo de nucleação tem início exatamente nessas partículas estranhas ao sistema e é denominada de nucleação heterogênea, cujo esquema se encontra na figura 6. Esses agentes atuam como facilitadores energéticos do processo de nucleação, o que se traduz pelos valores de super-resfriamento máximo observados na prática, que

raramente vão além de uns poucos graus abaixo do ponto de fusão, com exceção dos casos de formação de estruturas vítreas (Campos Filho, 1978).

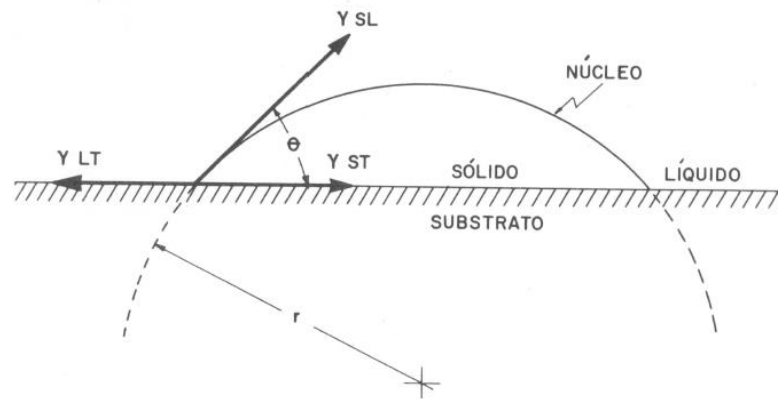


Figura 6 – Calota esférica de sólido formada sobre um substrato plano na nucleação heterogênea. (Campos Filho, 1978)

4.2.4 Solidificação em condições de equilíbrio

A solidificação ocorre em equilíbrio quando o avanço da fronteira sólido/líquido é suficientemente lento para permitir que o soluto rejeitado seja uniformemente misturado ao volume de líquido por difusão e por movimentação do fluido, e que o movimento do soluto no sólido formado seja capaz de manter sua composição uniforme e em equilíbrio com a composição do líquido. Esta situação só pode ocorrer na prática se a cinética de avanço da interface sólido/líquido é de menor intensidade quando comparada à cinética de difusão de soluto no sólido e se a distância de difusão for pequena. Na solidificação de ligas metálicas, os casos que mais se aproximam desta situação de equilíbrio são aqueles onde o soluto é um intersticial de alta mobilidade atômica, como por exemplo, nos aços nos quais o soluto a ser considerado seja o carbono (Askeland, 1984).

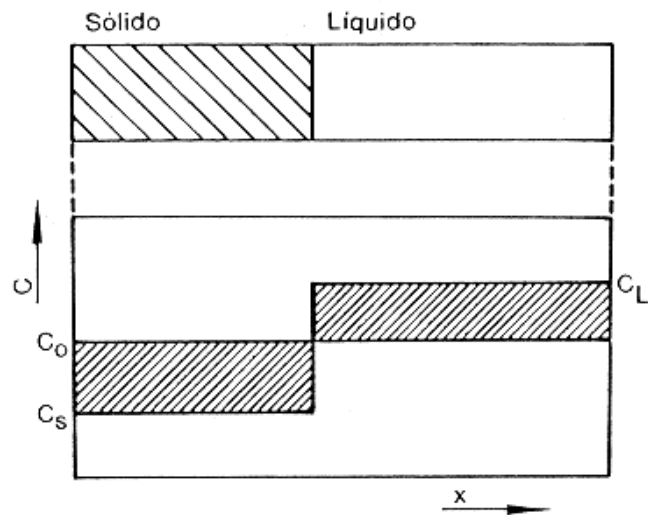


Figura 7 - Perfil de concentração de soluto em etapa intermediária da solidificação de uma barra em condições de equilíbrio (Garcia, 2007)

Para uma amostra solidificada em condições de equilíbrio, inicialmente no estado líquido e com uma composição uniforme C_0 ; em uma etapa intermediária do processo um perfil de concentração de soluto conforme apresentado na figura 7, e completamente solidificada a composição seria novamente uniforme e igual a C_0 . Ou seja, a solidificação ocorre exatamente como o previsto pelo diagrama de equilíbrio de fases. A correlação entre a fração solidificada e a composição do sólido ou do líquido e a temperatura, durante o intervalo de solidificação pode ser obtida por meio da Regra da Alavanca (Garcia, 2007):

$$C_S = \frac{kC_S}{[1-(1-k)f_S]} \quad (4.10)$$

onde: C_S = composição do sólido;
 k = coeficiente de partição;
 f_S = fração sólida.

4.2.5 Solidificação fora do equilíbrio

4.2.5.1. Mistura de soluto no líquido apenas por difusão

Como a velocidade de deslocamento da interface líquido/sólido não é baixa o suficiente para permitir solidificação em equilíbrio, haverá a formação de uma camada enriquecida de soluto na interface, conforme o esquema da figura 8, onde v é a velocidade de deslocamento da interface; x é a distância a partir da superfície da barra; x' é a distância a partir da interface S/L; C_{Li} e C_{Si} são respectivamente concentrações de soluto do sólido e do líquido junto à interface. O primeiro sólido a se formar terá a composição kC_0 , e até que o sólido atinja a composição C_0 , o processo passa por um transiente inicial. Supondo uma amostra longa o suficiente ou que a espessura da camada limite à frente da interface seja muito menor que o comprimento da amostra, o processo atinge um estado estacionário que se mantém até que o comprimento da região líquida remanescente atinja um valor próximo à espessura dessa camada limite. A partir desta etapa, a extremidade da barra passa a constituir uma barreira ao fluxo de soluto, e a concentração do líquido na interface assume valores maiores do que C_0/k , com o correspondente sólido formado atingindo concentrações maiores que C_0 , e criando-se conseqüentemente uma região onde o processo passa por um transiente final. A figura 9 apresenta uma representação esquemática do perfil do sólido formado nas três distintas regiões, onde x_i é o comprimento do transiente inicial. (Garcia, 2007)

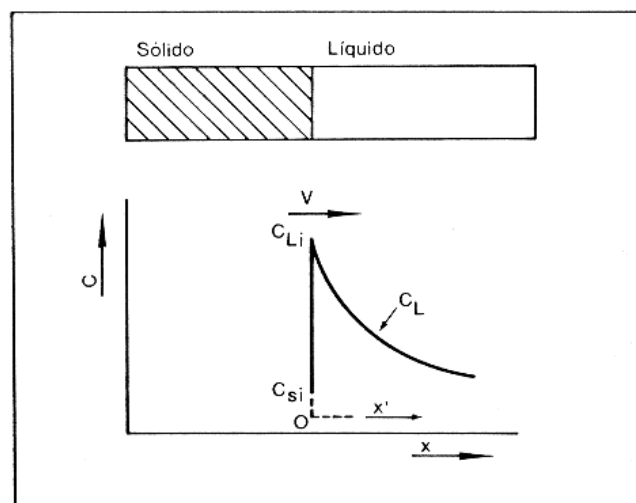


Figura 8 - Perfil de Soluto no Líquido a partir da Interface Sólido/Líquido.

(Garcia, 2007)

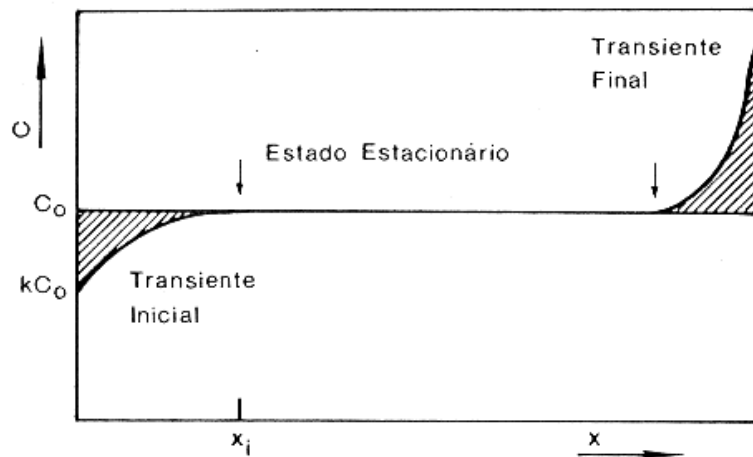


Figura 9 - Perfil de Concentração de Solute nos Transientes Inicial e Final.

(Garcia, 2007)

4.2.5.2. Mistura completa de soluto no líquido sem difusão no sólido

Para analisarmos a evolução do perfil de soluto na solidificação, podemos assumir que o soluto se encontra distribuído de forma homogênea no líquido durante todo o processo, e que o movimento de soluto por difusão no sólido formado seja o menor possível, praticamente desprezível. Esta hipótese de concentração homogênea no líquido é razoável para altos coeficientes de difusão no líquido e para tamanhos pequenos de amostras ou sistemas considerados, referente à espessura da camada limite de difusão. Uma outra hipótese seria a de fluxo por difusão desprezível no sólido formado, cumpre-se na medida em que a mobilidade do soluto na rede do solvente seja dificultada, um exemplo seria o cobre como soluto na rede do alumínio atuando como solvente. Neste caso, trata-se da movimentação de um soluto de raio atômico próximo ao do solvente e em uma rede compactada, como a CFC do alumínio, o que conduz a um fluxo mínimo de soluto durante o tempo de solidificação da amostra ou do sistema considerado. (Garcia, 2007)

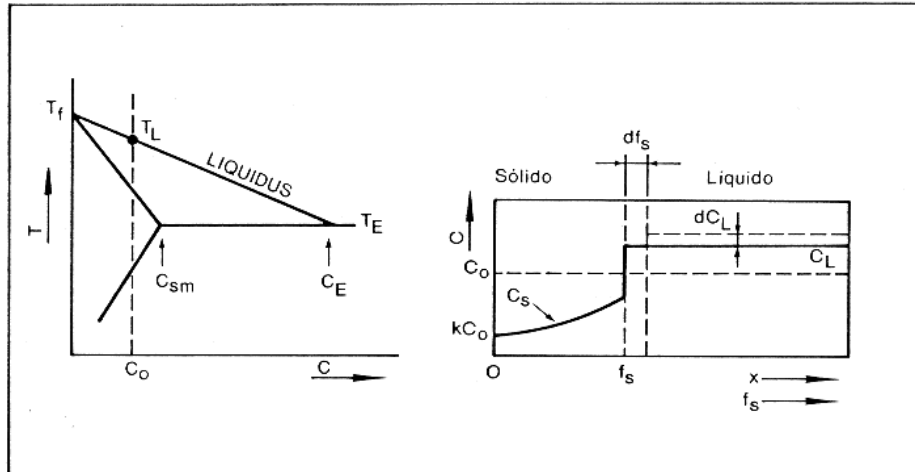


Figura 10 - Perfil de Concentração de Solute em uma Etapa Intermediária da Solidificação com Mistura Completa no Líquido e sem Difusão no Sólido. (Garcia, 2007)

A figura 10 representa um perfil de concentração de soluto que se observa nas condições referentes a uma etapa intermediária da solidificação de uma amostra de composição nominal C_0 , onde C_E é a concentração eutética; C_{sm} é a concentração máxima de soluto do sólido em equilíbrio com o líquido de concentração eutética; dC_L é o incremento na concentração de soluto do líquido em função de um avanço df_s . Executando balanço de massas, para um avanço de volume solidificado df_s , tem-se:

$$C_L df_s - C_S df_s = (1 - f_s) dC_L \quad (4.11)$$

onde, ao lado esquerdo, tem-se a diferença de soluto antes da solidificação e depois da solidificação. Esta diferença é segregada e homogeneamente distribuída no líquido, conforme expressa o lado direito da equação. Utilizando-se o equilíbrio entre as concentrações na interface sólido/líquido dada pelo k de equilíbrio, podemos rearranjar da seguinte forma:

$$C_L(1 - k) df_s = (1 - f_s) dC_L \quad (4.12)$$

Agrupando as variáveis comuns, estabelecendo um intervalo de integração do início da solidificação até uma determinada fração solidificada e integrando, tem-se:

$$C_S = kC_0(1 - f_S)^{(k-1)} \quad (4.13)$$

A equação 4.13 é conhecida como Equação de Scheil e permite quantificar o perfil de concentração de soluto no sólido formado para o caso de mistura completa no líquido e ausência de difusão no sólido. A figura 11 representa o perfil de soluto resultante de uma solidificação de uma amostra com mistura completa de soluto no líquido sem difusão no sólido. Como o soluto rejeitado durante o processo é sempre homogeneamente distribuído no líquido, tudo se passa como se a cada avanço da fronteira sólido/líquido uma nova liga de composição mais rica em soluto fosse submetida à solidificação, até o limite imposto pelo diagrama de fases. A partir deste ponto, todo o líquido remanescente estaria à composição eutética resultando em um determinado volume de sólido desta composição na extremidade final da amostra, conforme mostra a figura 11.

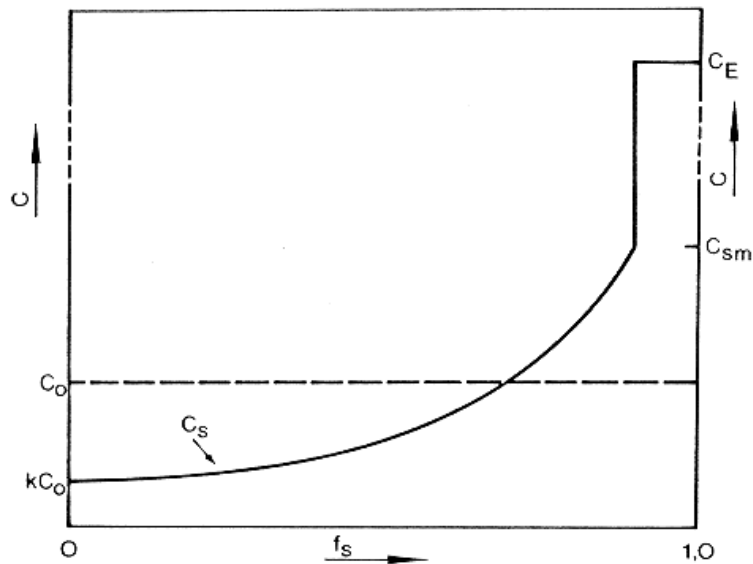


Figura 11 – Perfil de concentração de soluto no final da solidificação para mistura completa no líquido e ausência de difusão no sólido. (Garcia, 2007)

4.2.5.3. Mistura completa de soluto no líquido com difusão no sólido

Quando a difusão no sólido é considerável, a alteração constante na concentração de soluto do sólido que ocorre à medida que a solidificação progride tem de, necessariamente, ser considerada na quantificação final do perfil de soluto. Esta situação, em que o tipo de difusão é conhecido como difusão de retorno em função de ocorrer em sentido contrário ao da evolução da solidificação. (Beskow, 2008)

4.2.5.4. Mistura parcial de soluto no líquido

À medida que a solidificação vai evoluindo, ocorre a rejeição progressiva de soluto, tendo como decorrência um aumento de sua concentração no líquido e um perfil crescente de soluto no sólido formado. Se o processo não ocorre de forma lenta, os átomos do soluto são rejeitados pela progressão do sólido a uma taxa maior do que a necessária para que sejam difundidos através do volume do líquido, provocando um acúmulo de soluto a frente da interface sólido/líquido. É esta região rica em soluto que determinará sua taxa de incorporação ao sólido. A figura 13 representa essa situação física:

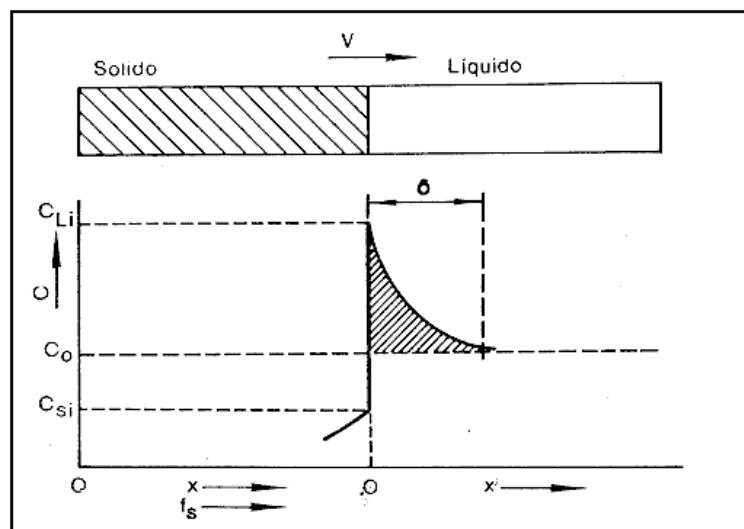


Figura 12 – Acúmulo de soluto na interface sólido/líquido para condições de mistura parcial no líquido (Garcia, 2007)

4.3 Variáveis térmicas de solidificação

Em um processo de solidificação, as propriedades mecânicas do produto solidificado são grandemente influenciadas pela macroestrutura de solidificação, sendo esta relacionada com variáveis térmicas de solidificação, que são: velocidade de solidificação (V_L), gradiente térmico (G_L), taxa de resfriamento (\dot{T}) e tempo local de solidificação (t_{SL}).

4.3.1 Velocidade de solidificação

Também conhecida por velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, é definida pelo deslocamento da interface sólido/líquido com relação ao tempo. Ao obter-se experimentalmente a função $P=f(t)$, no processo de solidificação unidirecional, a velocidade deste deslocamento da interface é dada pela derivada dessa função, equação (4.14). Ao longo do processo de solidificação com fluxo de calor transiente ocorre a diminuição dessa velocidade nas posições mais afastadas da base do molde, que é por onde é feita a extração de calor. Isto se dá devido ao aumento da resistência térmica da camada solidificada com a evolução da solidificação (Da Silva, 2006).

$$V_S = \frac{dP}{dt} \quad (4.14)$$

onde: V_S = velocidade da frente de solidificação [mm/s],

dP = deslocamento da frente de solidificação [mm]

dt = intervalo de tempo em que a frente de solidificação se deslocou [s]

4.3.2 Gradiente térmico

Entende-se por gradiente térmico de solidificação a diferença de temperatura entre a interface solidificada e o metal líquido imediatamente a frente dessa interface. A existência de grandes gradientes térmicos favorece a formação de grãos colunares (Garcia, 2007). A determinação experimental do gradiente térmico é feita através da

diferença de temperatura, entre dois pontos, relacionada com a distância desses pontos, ou pela taxa de resfriamento dividida pela velocidade de solidificação, conforme a equação (4.15). Analogamente à velocidade, o gradiente térmico vai diminuindo para as posições mais distantes da extração de calor.

$$G_L = \frac{\dot{T}}{v_S} \quad (4.15)$$

onde: G_L = gradiente térmico [°C/mm],

\dot{T} = taxa de resfriamento [°C/s]

4.3.3 Taxa de resfriamento

Pode ser definida como a redução de temperatura em função do tempo, ou em outras palavras, a quantidade de calor extraída do material em um dado instante do processo de solidificação, ou ainda, em outras palavras, como a derivada da temperatura em função do tempo (Beskow, 2008).

$$\dot{T} = \frac{dT}{dt} \quad (4.16)$$

onde: dT = variação de temperatura [°C].

4.3.4 Tempo local de solidificação

Corresponde à diferença entre os tempos de passagem das isothermas *solidus* e *liquidus* por uma determinada posição, ou seja, o tempo transcorrido do início ao final da solidificação desse ponto. No caso da solidificação unidirecional t_{SL} pode ser relacionado da seguinte forma (Nogueira, 2012):

$$t_{SL} = t_S - t_L \quad (4.17)$$

onde: t_{SL} = intervalo de solidificação [s]

t_S = tempo de passagem da isoterma *solidus* [s]

t_L = tempo de passagem da isoterma *liquidus* [s]

4.4 Macroestrutura

4.4.1 Zona Coquilhada

A macroestrutura de uma peça fundida ou de um lingote pode apresentar uma camada formada por pequenos grãos de orientação aleatória junto às paredes do molde. Os grãos coquilhados nucleiam e crescem na região periférica do lingote, e se tornam mais evidentes de acordo com o contato entre o metal e a parede do molde, ou seja, quanto maior o contato entre eles, mais fácil se torna a percepção desses grãos. Essa relação pode ser medida pelo coeficiente de transmissão de calor metal/molde (h). Nos casos onde o coeficiente de transmissão de calor é alto, poderá ocorrer nucleação heterogênea nas paredes do molde, resultando até mesmo em estruturas pré-dendríticas, sendo que uma porção destas partículas podem se deslocar até o centro do lingote por correntes de vazamento. Caso o vazamento do metal líquido no molde ocorra a temperatura próxima a temperatura de transformação, esta zona coquilhada poderá ser maior, porém, para casos onde o molde é pré-aquecido antes do vazamento da liga, essa zona pode ser inexistente. (Kurz e Fisher, 1992)

4.4.2 Zona Colunar

A partir dos grãos coquilhados se desenvolvem os grãos colunares, tendo estes novos grãos orientação inicial aleatória, mas no decorrer do processo se inicia o crescimento em uma direção preferencial.

O calor latente de solidificação liberado, devido a transferência de calor do metal líquido em direção as paredes do molde, mitiga o super-resfriamento do metal líquido pré-existente nas paredes do molde, fazendo com que a taxa de resfriamento diminua rapidamente. Como o metal se encontra na forma líquida na região central do molde, ou seja, acima da temperatura *liquidus*, não irá ocorrer a formação de grãos nessa

região nos instantes iniciais do processo de solidificação, os únicos grãos em formação serão os que estão crescendo nas paredes do molde e seguindo em direção ao metal líquido. A partir desses grãos, alguns terão direção de crescimento igual a direção de extração de calor, ou seja, em uma direção perpendicular à parede do molde. Esses grãos deverão crescer de forma mais rápida e a sua seção transversal será aumentada à medida que a frente de solidificação se afasta da base do molde, o que restringe o crescimento de outros grãos vizinhos, o que pode ser visto no esquema da figura 13. No caso de ligas metálicas, há um crescimento de dendritas em equilíbrio térmico com o meio líquido em que se encontram, e estas crescem a medida que o calor latente passa a fluir para as paredes do molde. (Gomes, 2011)

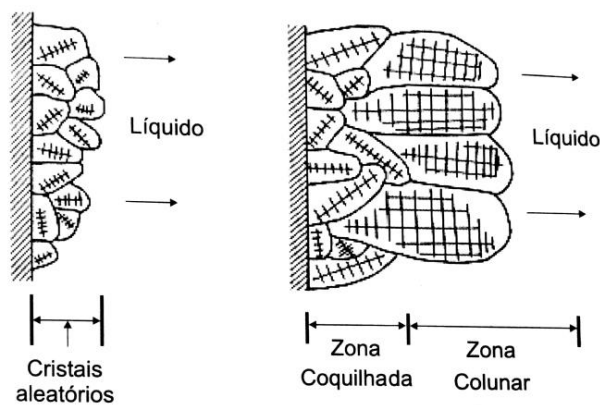


Figura 13 – Representação esquemática do crescimento de grãos na região coquilhada e do surgimento de grãos colunares a partir de grãos coquilhados com orientação favorável. (Garcia, 2007)

As variáveis do processo de solidificação têm influência no tamanho da zona colunar, visto que esta aumenta proporcionalmente com o aumento da temperatura de vazamento e diminui com o aumento do teor de soluto da liga, o que está indicado, de forma qualitativa, nos esquemas das figuras 14 a) e 14 b). Caso o molde seja pré-aquecido, irá ocorrer um fenômeno semelhante ao superaquecimento. (Peres, 2004)

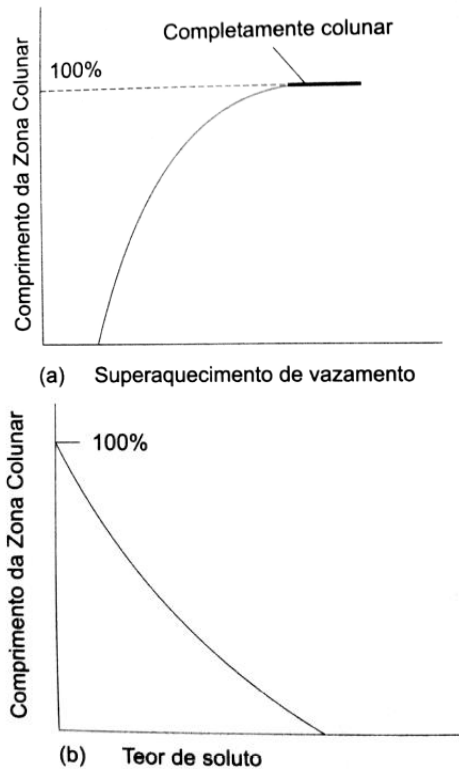


Figura 14 – Influência de variáveis de solidificação sobre o comprimento da zona colunar: a) superaquecimento; b) teor de soluto da liga. (Garcia, 2007)

4.4.3 Zona Equiaxial

Esta zona é formada de grãos com orientação aleatória e maiores que os grãos da zona coquilhada. O crescimento dos cristais colunares em direção a região central do lingote persiste enquanto o calor é extraído por condução através da parte solidificada e conduzido ao molde. O líquido na região central do lingote pode tornar-se super-resfriado por efeito térmico ou constitucional, caso isso ocorra em um embrião de sólido, este pode crescer de forma aleatória, tomando a forma de um cristal equiaxial. Na figura 15 temos um esquema indicando as três zonas que podem constituir a macroestrutura de um lingote solidificado. A zona equiaxial central é mais comum em lingotes grandes, onde a perda de calor para o molde é maior, e é muito comum em peças fundidas. (Garcia, 2007)

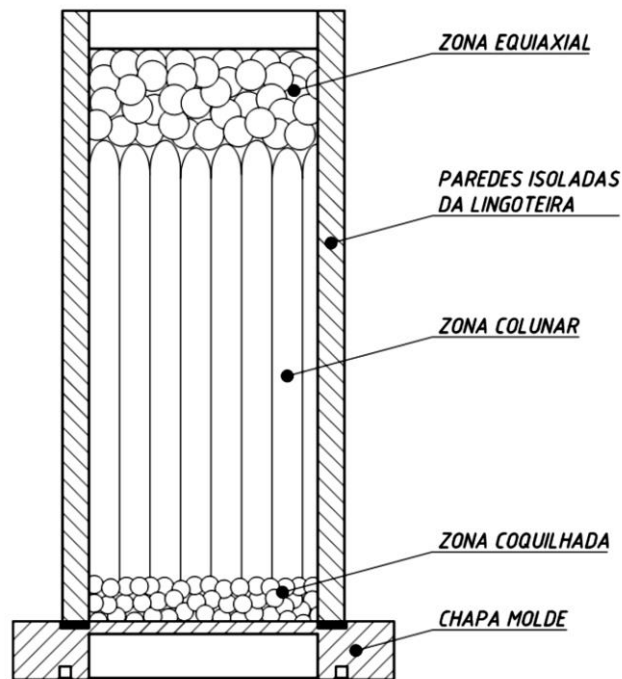


Figura 15 - Representação esquemática das diferentes zonas macroestruturais. (Santos, 2006, adaptado)

4.5 Ensaios Mecânicos

4.5.1 Ensaio de tração

O ensaio de tração é empregado para obtenção de informações sobre a resistência de um determinado material e/ou como um teste de controle de especificações para um determinado projeto. Em um ensaio de tração um corpo de prova (ou uma peça acabada) é submetido a uma força trativa uniaxial continuamente crescente enquanto são realizadas observações simultâneas da elongação no corpo de prova. A partir destas medidas de carga e da elongação é construída uma curva de engenharia tensão-deformação (figura 16). Esta curva contém pontos significativos num estudo de resistência de um material, como seu limite de escoamento, módulo de elasticidade, limite de resistência a tração e tensão de ruptura. (Hibbeler, 2010)

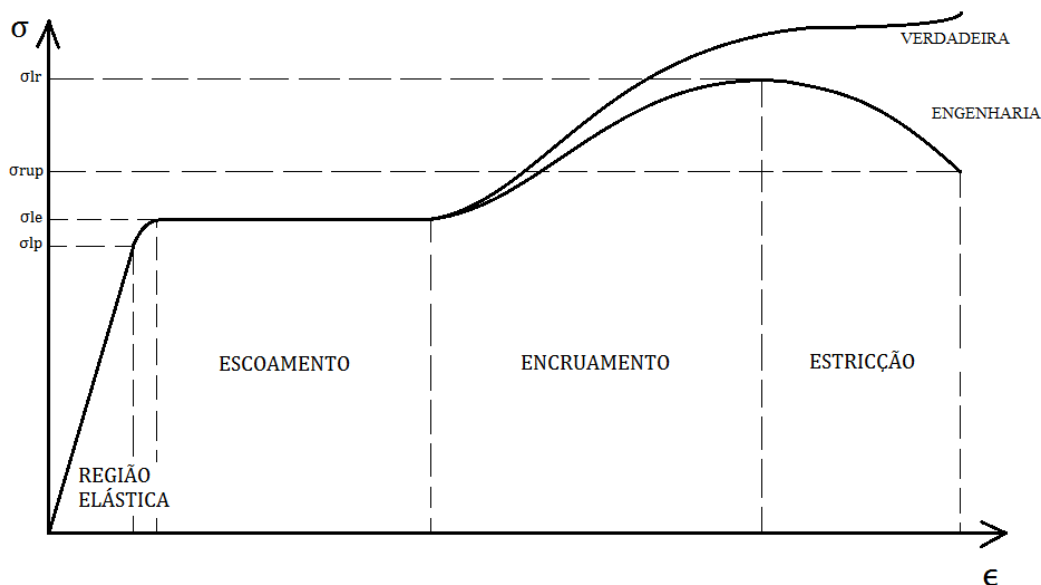


Figura 16 – Desenho esquemático de uma curva tensão (σ) x deformação (ϵ) indicando as diferentes regiões dos variados comportamentos do material durante o ensaio (Hibbeler, 2010)

A tensão usada nesta curva tensão-deformação é a tensão longitudinal média no corpo de prova. Esta é obtida dividindo-se a carga pela área inicial da seção transversal do corpo de prova:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (4.18)$$

A deformação usada para a curva de engenharia é a deformação linear média, que é obtida pela divisão da elongação do comprimento útil do corpo de prova, δ , pelo seu comprimento original.

$$e = \frac{\sigma}{L_0} = \frac{\Delta L}{L} = \frac{L-L_0}{L_0} \quad (4.19)$$

A deformação usada para a curva de engenharia é a deformação linear média, que é obtida pela divisão da elongação do comprimento útil do corpo de prova, δ , pelo seu comprimento original.

A forma e o tamanho da curva tensão-deformação de um material dependerá de suas propriedades físicas e mecânicas, bem como de tratamentos térmicos anteriores,

histórico de deformação plástica e dos parâmetros usados durante o ensaio (temperatura, taxa de deformação, estados de tensões, etc). Deste ensaio, são obtidos os seguintes dados: resistência à tração, tensão limite de escoamento, alongação percentual e redução de área. Sendo os dois primeiros parâmetros de resistência e os dois últimos de ductilidade.

Ao estudarmos uma curva tensão-deformação podemos observar os seguintes comportamentos: na região elástica, a tensão é proporcional à deformação; quando a carga atinge um valor superior ao limite de escoamento, o corpo de prova começa a sofrer deformação plástica, ou seja, a partir desse ponto o corpo está permanentemente deformado, mesmo se a carga for reduzida a zero; o material começa então a encruar, ou seja, a demandar uma maior tensão para produzir uma deformação; o volume do corpo de prova permanece constante, e conforme se alonga, a área da seção transversal diminui; e eventualmente se atingirá um ponto onde a diminuição da área da seção transversal do corpo de prova é maior que o aumento da carga de deformação, fazendo com que toda deformação seja concentrada neste ponto, o que levará o corpo à fratura. (Hibbeler, 2010)

Vale ressaltar que desta curva também é possível a obtenção de outras características do material como por exemplo a tenacidade e a resiliência.

4.5.2 Ensaio de microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers tem como base a resistência que um determinado material oferece à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de 136° , sob uma carga determinada. O número da microdureza Vickers é definido como a carga dividida pela área superficial da penetração. A dureza pode ser determinada pela seguinte equação:

$$HV = \frac{2P \sin(\theta/2)}{L^2} = \frac{1,854P}{L^2} \quad (4.20)$$

Onde P = carga aplicada;

L = comprimento médio das diagonais

$\Theta = \text{ângulo entre as faces opostas do diamante} = 136^\circ$

A partir da equação (4.20) podemos concluir que a profundidade de penetração é inversamente proporcional à dureza do material, ou seja, quanto mais profunda menor a dureza do material e vice-versa. O ensaio de microdureza Vickers fornece uma escala de dureza contínua para uma dada carga, desde materiais muito macios até extremamente duros, o que torna o ensaio extremamente abrangente, sendo em alguns casos utilizando antes mesmo de outros ensaios de dureza. (Hibbeler, 2010)

A figura 17 apresenta um esquema desse tipo de ensaio:

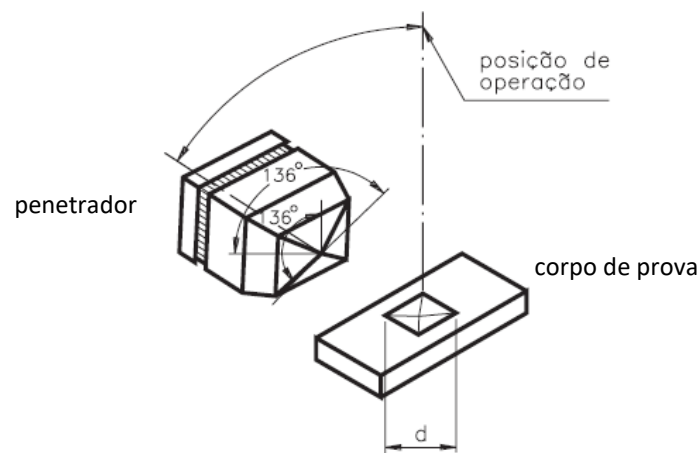


Figura 17– Esquema de um ensaio de microdureza Vickers (Hibbeler, 2010)

5 MATERIAL E MÉTODOS

5.1 *Material*

O material de estudo é uma liga hipoeutética de Al-5%Si solidificada pelo processo de solidificação unidirecional ascendente em regime transiente de transferência de extração de calor.

5.2 *Métodos*

5.2.1 Fusão da liga

A fusão da liga foi feita em um forno do tipo Mufla, modelo LF7013, fabricado pela Fornos Jung LTDA, atualmente instalado no laboratório de solidificação da EEIMVR-UFF.



Figura 18 - Forno do tipo Mufla, da Fornos Jung LTDA.

Para fundir a liga, foi primeiramente adicionado alumínio puro em um cadinho de carbetto de silício, que teve seu interior revestido com alumina pastosa, e este foi levado ao forno a 700°C. Em um dado momento, o cadinho foi retirado e foi adicionado o silício em forma de pó, a fim de que este se funda mais facilmente no metal líquido.

5.2.2 Curva de resfriamento lento

Uma vez homogeneizada a liga, esta foi retirada do forno e submetida a um resfriamento lento, com o objetivo de obter experimentalmente a temperatura *liquidus* e a *solidus*. Isto é feito através de um termopar inserido no metal líquido. Este termopar, do tipo K, é conectado em um aquisidor de dados, conforme a figura 14, que informa a temperatura em tempo real.



Figura 19 - Aquisidor de dados, Lynux 12 bits, modelo ADS500.

5.2.3 Solidificação controlada

As ligas foram solidificadas unidirecionalmente sob condições de fluxo de calor transitório em um sistema refrigerado a água. Tal procedimento permite o controle de parâmetros como a taxa de resfriamento (\dot{T}) e velocidade de avanço da frente líquida (V_s).

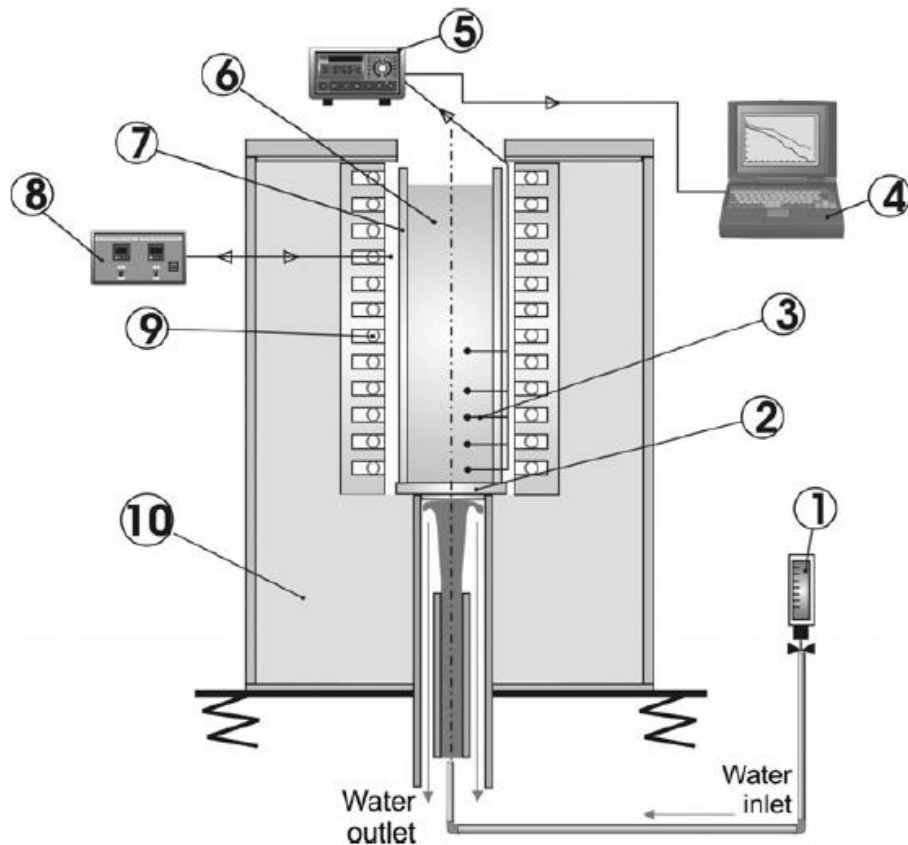


Figura 20 – Representação esquemática do procedimento experimental de solidificação controlada (Meza, 2008)

O sistema representado na figura 20 é composto por: (1) rotâmetro; (2) fundo para extração de calor; (3) termopares; (4) computador; (5) data log; (6) lingoteira; (7) molde; (8) controlador de temperatura; (9) aquecedores elétricos (resistências); (10) refratário cerâmico. Nele o calor é retirado pela parte inferior do forno através de um sistema refrigerado à água. O molde, feito de aço inoxidável, deverá ter as paredes cobertas de material refratário para minimizar a perda de calor. Durante todo o processo, as informações são coletadas e armazenadas no computador. As figuras 21 e 22 mostram o molde com os termopares já posicionados em seu interior e o sistema de solidificação controlada, respectivamente.



Figura 21 - Molde revestido de alumina com os termopares posicionados nas posições pré-determinadas.

Os termopares foram posicionados em posições pré-determinadas, a partir da base refrigerada, e seguem as posições determinadas na tabela 5.1.

Tabela 5.1 – Termopares e suas respectivas posições ao longo do lingote

Termopar	Posição (mm)
0	05
1	10
2	15
3	20
4	35
5	45
6	60
7	85



Figura 22 - Forno de solidificação controlada.

5.2.4 Análise Macroestrutural

A análise macroestrutural do lingote solidificado foi realizada a olho nú, no lingote cortado no sentido longitudinal, tendo este corte sido feito pela máquina de corte com serra do tipo fita, ilustrada na figura 23. Após o corte, a amostra foi submetida a um lixamento metalográfico com as lixas de 120, 150, 220, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 e 1500 mesh, respectivamente. Após o lixamento, o lingote foi submetido ao polimento com pasta de diamante de 6 μm e posteriormente a um ataque químico com solução composta por 60ml de HCl, 30ml de HNO_3 , 5ml de HF e 5 ml de H_2O por cerca de 15 segundos, a fim de revelar a macroestrutura. Esta análise tem por objetivo observar se há presença das estruturas coquilhadas, colunares e/ou equiaxial.



Figura 23 - Serra de corte do tipo fita, modelo FM 500 Franho.

5.2.5 Análise Microestrutural

Feita a análise macroestrutural, foram retiradas amostras do lingote através de cortes transversais. Estes cortes foram feitos utilizando uma serra de corte de precisão, de disco de diamante, do laboratório de Caracterização Microestrutural da EEIMVR-UFF. Em seguida, as amostras foram embutidas a frio, aos pares.

A preparação metalográfica iniciou-se pelo lixamento das amostras, utilizando lixas de 220, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500 e 2000 mesh e posteriormente o polimento com pasta de diamante 6 μ m. A fim de revelar a microestrutura, as amostras foram submetidas a um ataque químico de uma solução preparada com 60 ml de HCl, 30 ml de HNO₃, 5 ml de HF e 5 ml de H₂O por 5 segundos ou o tempo necessário para revelar sua microestrutura.

Após o ataque químico, as amostras foram analisadas utilizando o Microscópio Óptico Olympus do laboratório de Metalografia da EEIMVR-UFF (figura 24), e utilizando o software Olympus Stream Basic 1.9 foram feitas as medidas dos espaçamentos dendríticos.



Figura 24 - Microscópio Olympus do laboratório de Metalografia da EEIMVR-UFF.

5.2.6 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados em corpos de prova, do tipo barra de seção retangular, confeccionados a partir da liga já solidificada. A figura 20 mostra como as amostras foram retiradas do lingote através de cortes nas posições desejadas, ou seja, referentes às posições dos termopares e a figura 26 mostra os esquemas do corpo de prova com suas respectivas dimensões. O equipamento utilizado para realizar os ensaios de tração é uma máquina de ensaio universal modelo DL2000, fabricada pela EMIC (figura 27), com uma velocidade de ensaio em torno de 3 mm/s, instalada no Laboratório de Ensaio Mecânicos da EEIMVR-UFF. Dadas as medidas dos CPs, temos que os dois primeiros CPs contemplam dois termopares cada, uma vez que cada CP tem 12,5 mm de altura. O demais CPs correspondem cada um a um único termopar.

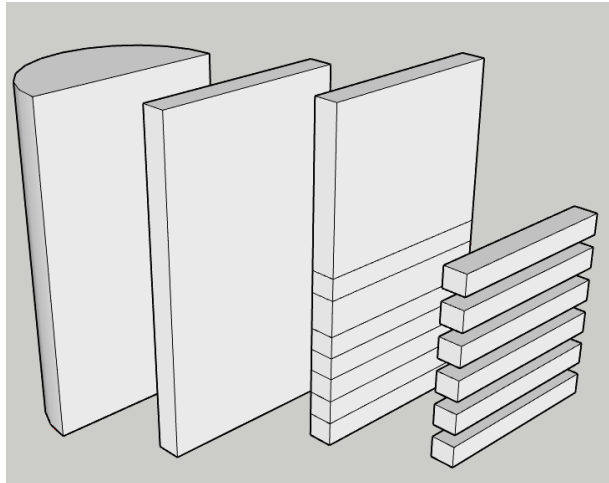


Figura 25 - Esquema de retirada dos corpos de prova do lingote solidificado.

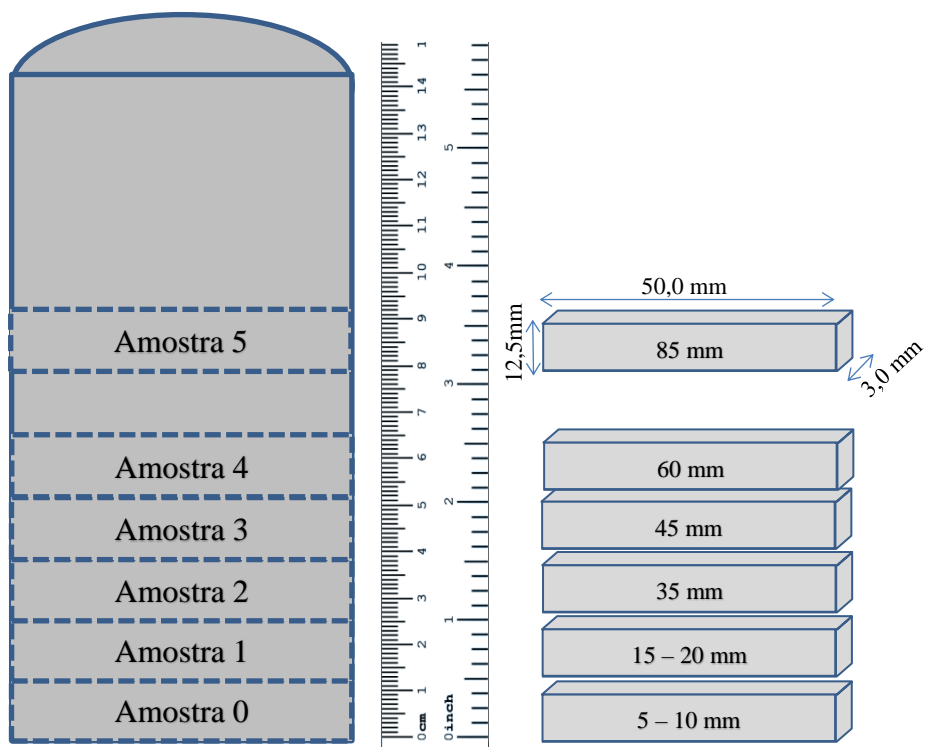


Figura 26 – Esquema dos corpos de prova para ensaio de tração retirados do lingote solidificado.



Figura 27 - Corpo de prova preso às garras da máquina de ensaio universal EMIC.

5.2.7 Ensaio de microdureza

Analogamente aos ensaios de tração, os ensaios de dureza foram realizados em corpos de prova, conforme já especificados na seção anterior. As endentações do ensaio foram feitas utilizando uma carga de 300gf, ao longo do corpo de prova, a fim de varrer o seu comprimento por completo. Assim como no ensaio de tração, os corpos de prova foram confeccionados a partir das posições dos termopares. Estes ensaios foram realizados utilizando os equipamentos do laboratório de Metalografia da EEIMVR-UFF, conforme a figura 28.

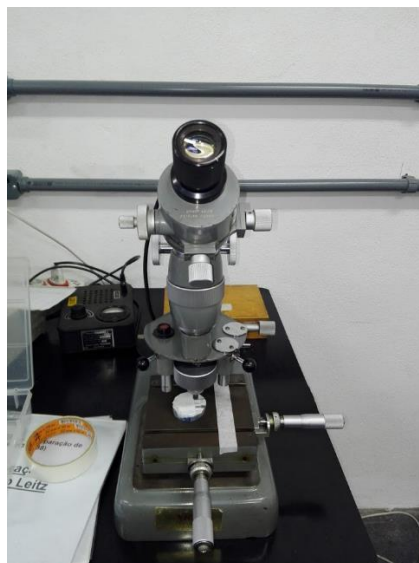


Figura 28 – Máquina de Ensaio de microdureza Vickers, Leitz.

6 RESULTADOS

6.1 Variáveis térmicas de solidificação

Para realizar a confirmação da concentração do teor de silício na liga, foi necessária a verificação das temperaturas *liquidus* e *solidus*, respectivamente. O método de escolha para realizar a confirmação do teor de silício foi o da comparação com o diagrama de fases do sistema Al-Si, que se encontra na figura 29. Após a fusão da liga, foi realizado o resfriamento lento da mesma, conforme citado anteriormente, a fim de obter as temperaturas *liquidus* e *solidus* experimentalmente, conforme mostra a figura 30.

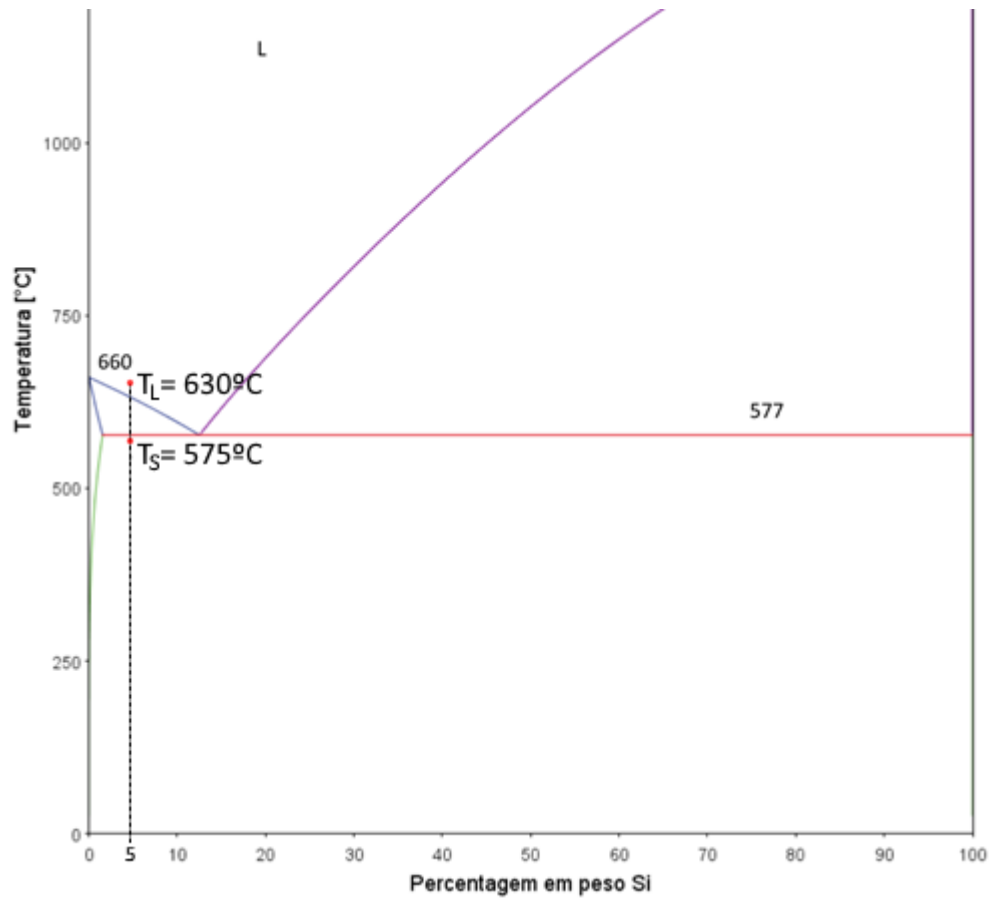


Figura 29 - Diagrama de Fases Al-Si, parcial

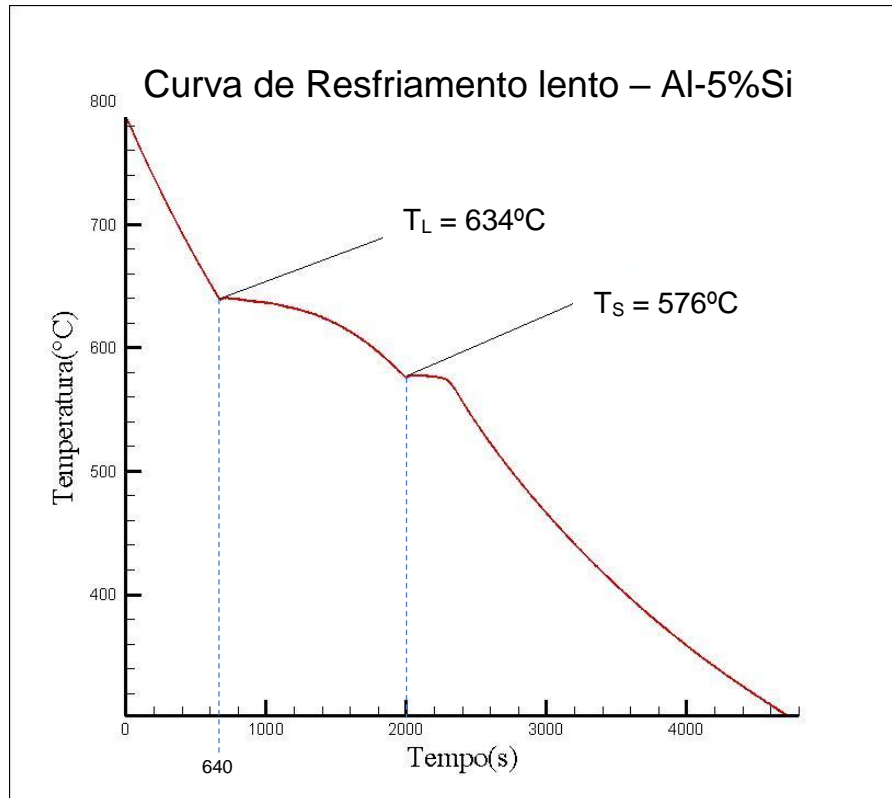


Figura 30 - Curva de Resfriamento lento para a liga Al-5%Si

Este resfriamento lento foi feito colocando um material isolante à base de sílica no topo do cadinho (que acabara de ser retirado do forno), com intuito de evitar ao máximo as transferências de calor entre o ambiente, permitindo assim uma solidificação mais lenta, o mais próximo das condições de equilíbrio possível. Analisando a curva da figura 30, podemos obter a taxa de resfriamento através da inclinação da reta na região acima da temperatura *liquidus*. Este resfriamento é considerado lento pois a taxa de resfriamento dessa curva é de cerca de 0,2°C/s enquanto que das curvas de resfriamento da figura 31 atingem até cerca de 6,89°C/s para a mesma região do gráfico da figura 30.

A partir da curva da figura 30, podemos ainda observar que para um tempo de aproximadamente 640 segundos temos um patamar, que é o momento em que se inicia o processo de solidificação a uma temperatura cerca de 634°C, denominada temperatura *liquidus*, e para um tempo de aproximadamente 2000 segundos temos

outro patamar que indica a temperatura *solidus* de 576°C, a partir da qual o material está completamente solidificado.

Observando o diagrama de fases do Al-Si, figura 29, verificamos que a temperatura *liquidus* e *solidus* para uma liga contendo 5% de silício é de 630°C e 575°C, respectivamente. Portanto, os valores experimentais obtidos para as temperaturas *liquidus* e *solidus* se mostraram condizentes com os valores teóricos.

Após obtidas as temperaturas de interesse, *liquidus* e *solidus*, a liga é refundida no forno mufla, cuja temperatura nesta etapa é de cerca de 750 °C. Ao atingir novamente o estado líquido, o metal é então vazado no molde, que está posicionado no forno de solidificação controlada, com os termopares já posicionados nas posições de interesse. Esse vazamento é feito a esta temperatura a fim de que todo o metal líquido se acomode no molde antes que o processo de solidificação se inicie. Com os dados coletados pelos termopares durante o processo de solidificação, é possível traçar o perfil térmico da liga para cada um dos termopares em suas respectivas posições, este perfil é demonstrado na figura 31.

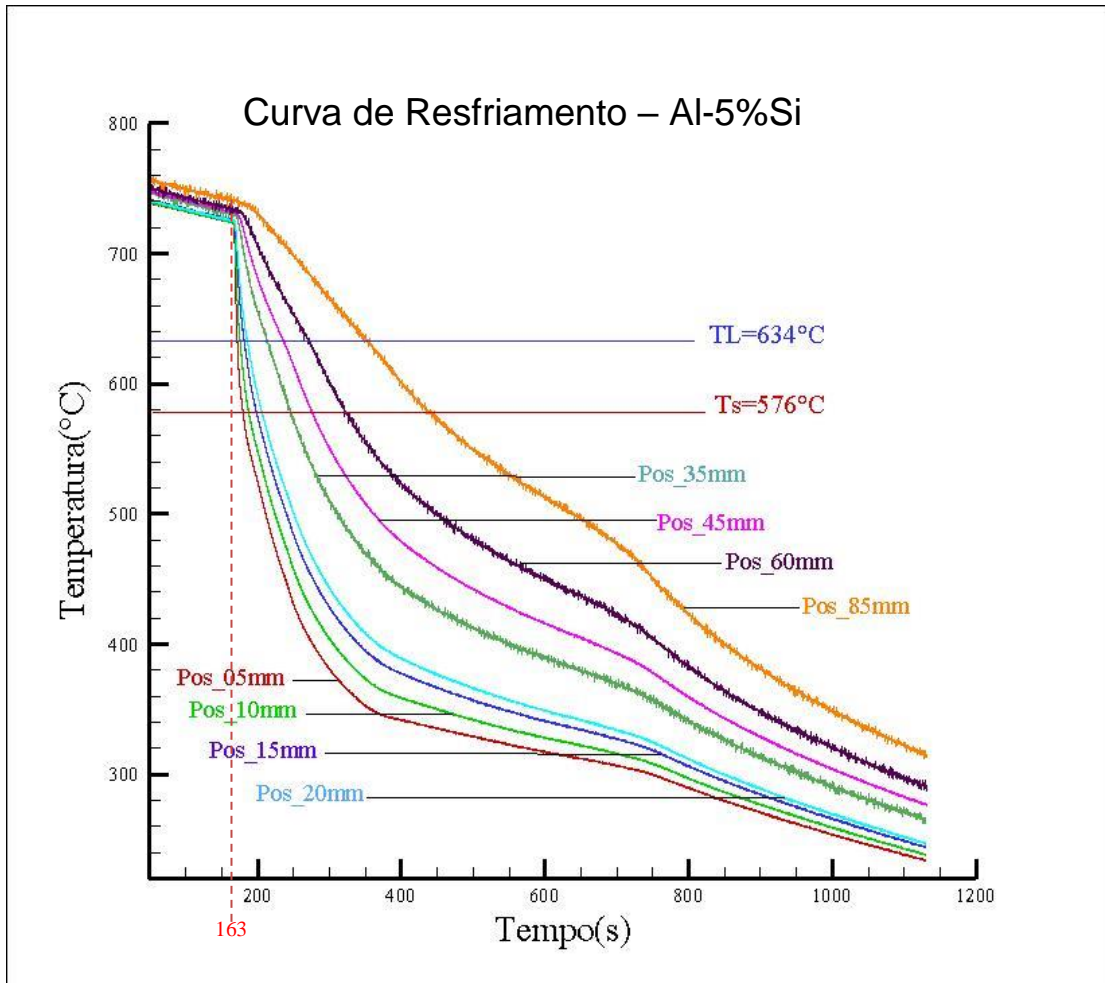


Figura 31 – Curvas experimentais de resfriamento Al-5%Si para cada termopar em sua respectiva posição

A princípio podemos observar no gráfico da figura 31 que para um tempo inferior a 163 segundos as curvas de temperatura estão em um declínio suave e constante, isso se dá, pois, a refrigeração do forno de solidificação controlada ainda não havia sido acionada. No momento em que os termopares passam a medir uma temperatura cerca de 15% superior à T_L a refrigeração é acionada e o processo de solidificação controlada se dá início.

Analisando este perfil térmico, podemos observar a inclinação mais abrupta para os termopares nas posições 5, 10, 15 e 20mm, isto se dá pois estes se encontram mais próximos da base refrigerada, e uma vez que a refrigeração é acionada a queda de temperatura é considerável nessa região, ou seja, a taxa de resfriamento é mais elevada.

6.1.1 Velocidade de Solidificação

Utilizando os perfis térmicos é possível calcular a posição da isoterma *liquidus* em função do tempo. A função $P=f(t)$ é definida experimentalmente pela interseção da reta equivalente à temperatura *liquidus* da liga com o perfil térmico correspondente à posição de cada termopar, ou seja, a partir da T_L é traçada uma reta paralela ao eixo do tempo, representado no gráfico com os perfis térmicos. Da interseção da reta equivalente a T_L com o perfil térmico de cada termopar, determina-se o tempo correspondente à posição de cada termopar que é entendido como o tempo de passagem da isoterma *liquidus* naquela posição específica. Os resultados para a posição *versus* o tempo estão no gráfico da figura 32. Observando o gráfico da figura 32, fica claro que a posição da isoterma *liquidus* varia rapidamente com o tempo para as posições iniciais, isso se dá pelo fato das posições iniciais serem mais próximas da base refrigerada, o que faz com que o metal líquido se solidifique mais rápido nessa região, fazendo com que a isoterma *liquidus* se mova com maior rapidez devido à troca de calor mais intensa nessa região.

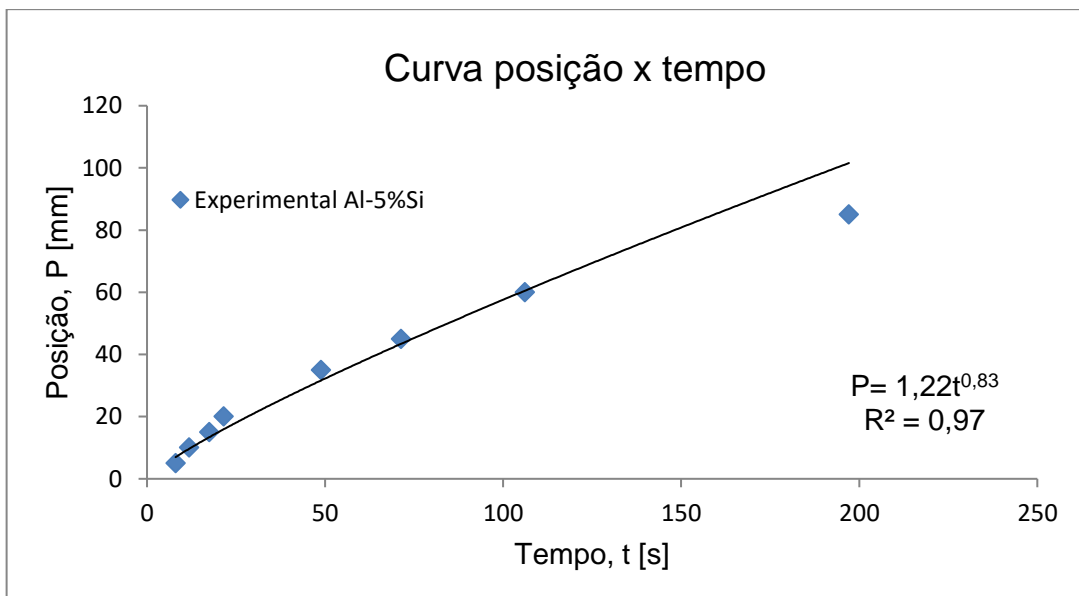


Figura 32 - Posição da isoterma *liquidus* a partir da base refrigerada em função do tempo.

Para obter os valores experimentais para as velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_s) a partir da base refrigerada, utiliza-se a derivada da função potência da posição com relação ao tempo, ou seja, dP/dt . Isto corresponde à passagem da frente líquida por cada termopar. Os resultados obtidos se encontram na figura 33, onde é possível observar a redução progressiva da velocidade à medida que a solidificação avança.

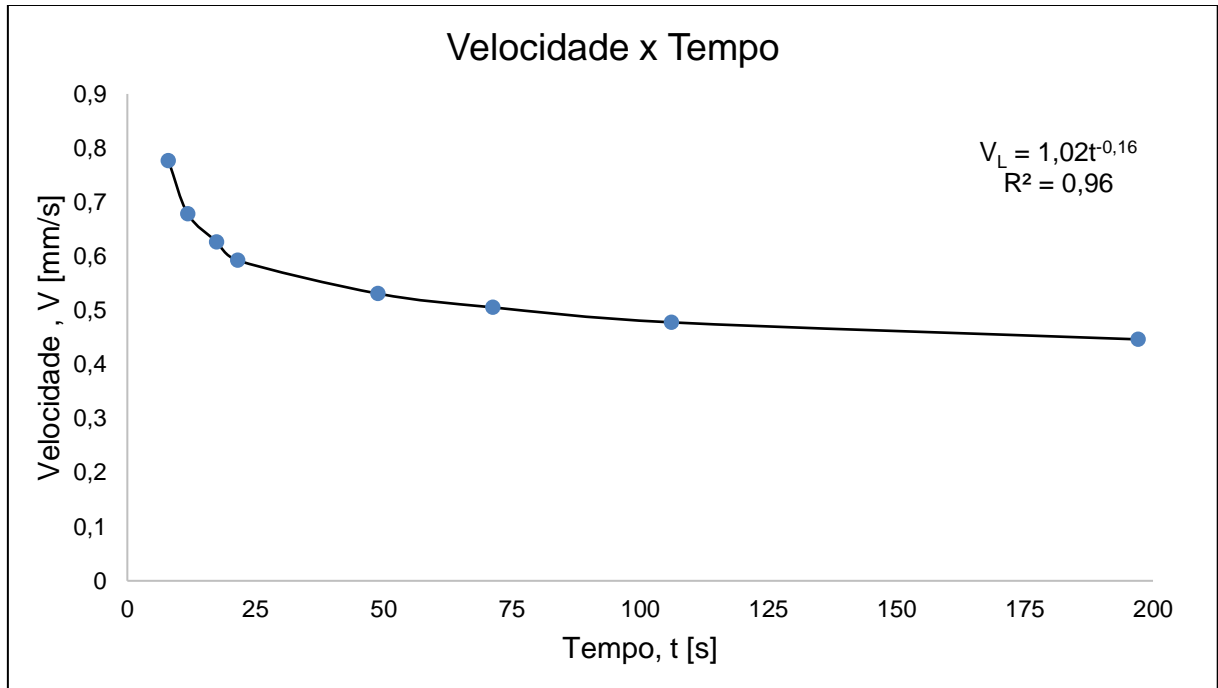


Figura 33 - Velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* em função do tempo.

Rearranjando as equações, tem-se uma nova equação, agora da velocidade em função da posição da temperatura de fusão, que pode ser observado no gráfico da figura 34 e o desenvolvimento das equações se dá da seguinte forma:

Sabendo que $P = 1,2t^{0,83}$ e $V_L = 1,02t^{-0,16}$
então: $t = (P/1,2)^{(1/0,83)}$
portanto, $V_L = 1,02(((P/1,22)^{(1/0,83)})^{-0,16})$

$$V_L = 1,06P^{-0,19} \text{ mm/s} \quad (6.1)$$

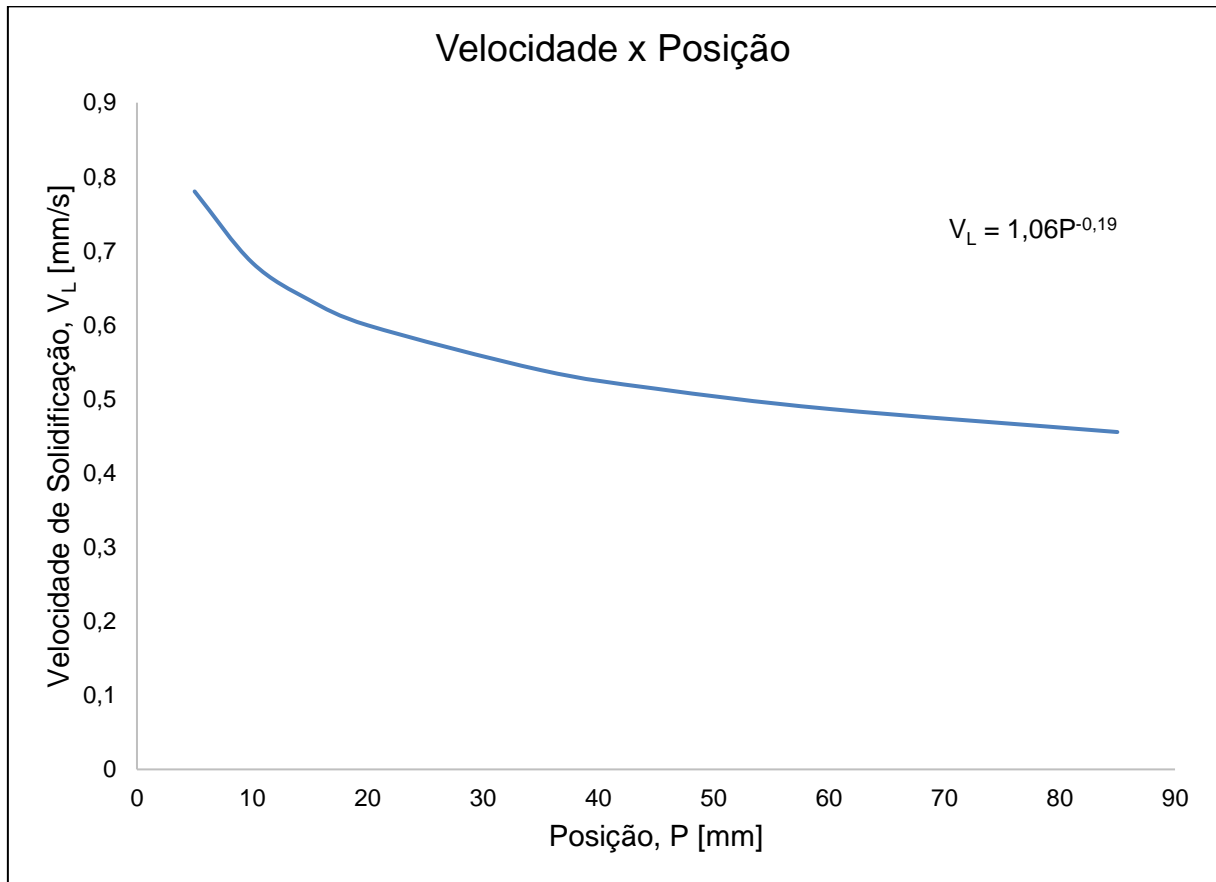


Figura 34 - Velocidade versus posição

6.1.2 Taxa de resfriamento

Os valores para taxa de resfriamento (\dot{T}) foram determinados através dos perfis térmicos experimentais de temperatura (figura 31), ou seja, a taxa de resfriamento foi obtida para cada posição dos termopares, sendo que o cálculo realizado consiste na divisão das temperaturas, imediatamente antes e depois da temperatura *liquidus*, em relação ao tempo correspondente para cada posição dos termopares, isto é, $\dot{T} = \Delta T / \Delta t$. Estes resultados se encontram na figura 35.

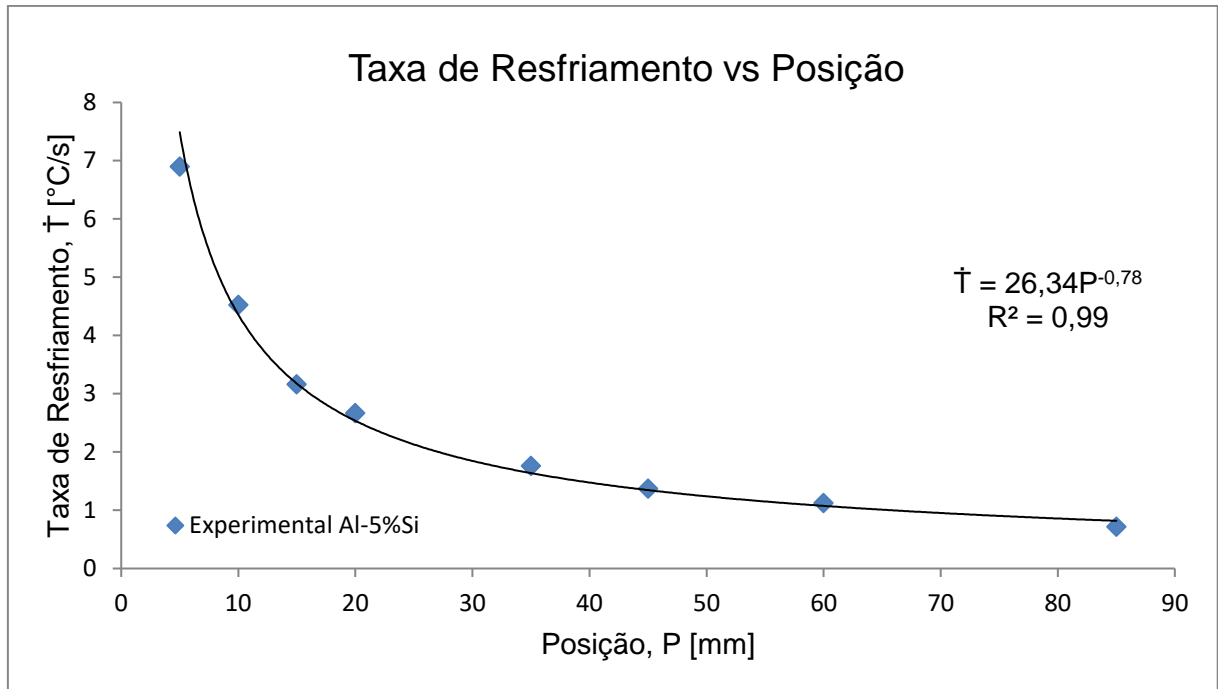


Figura 35 - Taxas de resfriamento em função da posição a partir da base refrigerada do molde.

Com base nos conhecimentos teóricos, já era esperado que a taxa de resfriamento decrescesse a medida em que nos afastamos da base refrigerada, visto que o tempo de deslocamento da isoterma *liquidus* sofre um aumento nas posições mais afastadas da base refrigerada, justificando assim o decrescimento da taxa de resfriamento em relação à posição.

6.1.3 Gradiente térmico

Os gradientes térmicos da isoterma *liquidus* (G_L) referentes à liga foram determinados através da relação entre as taxas de resfriamento e as velocidades de solidificação (velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, ou seja, $G_L = \dot{T} / V_L$). Os valores obtidos estão na figura 36.

Analogamente ao comportamento da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, as taxas de resfriamento e os gradientes de temperatura diminuem com o avanço da frente de solidificação, ou seja, quanto mais afastados da base refrigerada menores são os valores da velocidade de solidificação, taxa de resfriamento e gradiente térmico. Este fato pode ser explicado devido ao aumento da resistência

térmica à extração de calor ao longo do processo de solidificação, devido ao aumento da camada solidificada.

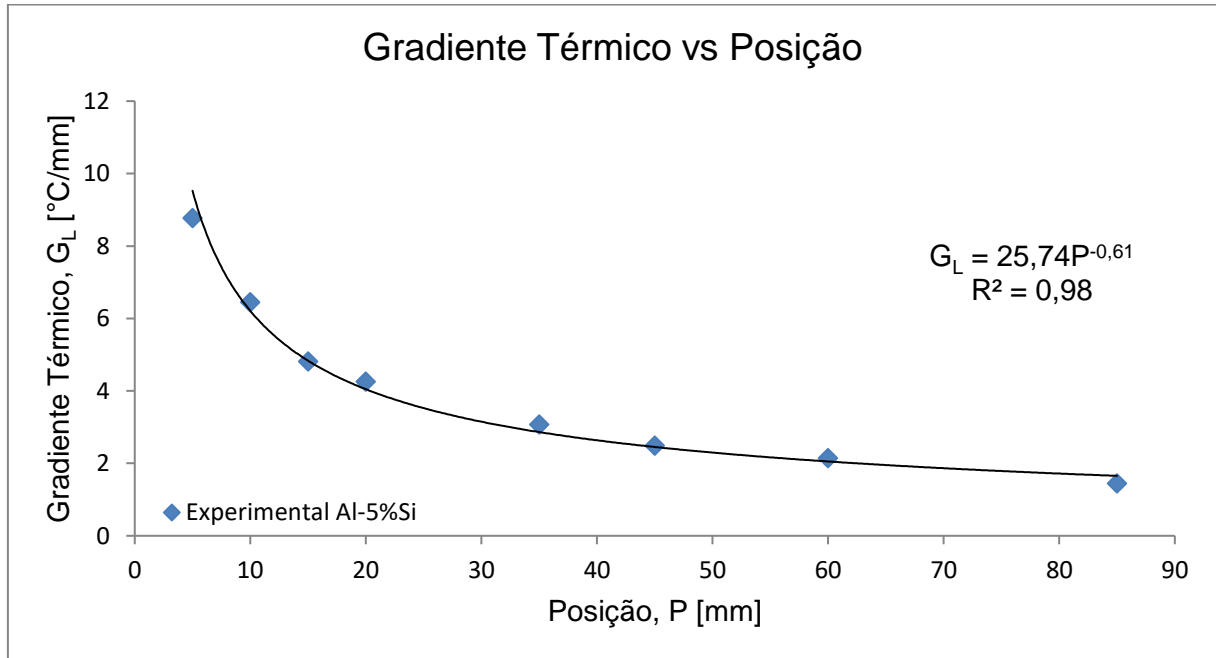


Figura 36 – Gradiente térmico em função da posição a partir da base refrigerada do molde.

6.1.4 Tempo local de solidificação

Novamente, a partir dos perfis térmicos obtidos do gráfico da figura 31 foi determinado o tempo local de solidificação, que corresponde à diferença entre os tempos de passagem das isothermas *solidus* e *liquidus* nas respectivas posições dos termopares. Podemos observar na figura 37, que diferentemente das outras variáveis térmicas aqui discutidas, o tempo local de solidificação aumenta à medida que nos afastamos da base refrigerada, ou seja, se comporta de forma inversa às demais variáveis térmicas. Isto porque, o tempo local de solidificação nada mais é do que o tempo gasto para que uma determinada porção do material se solidifique, e como a velocidade de solidificação vai diminuindo com o afastamento da base do molde, este tempo irá aumentando, já que a velocidade é inversamente proporcional ao tempo.

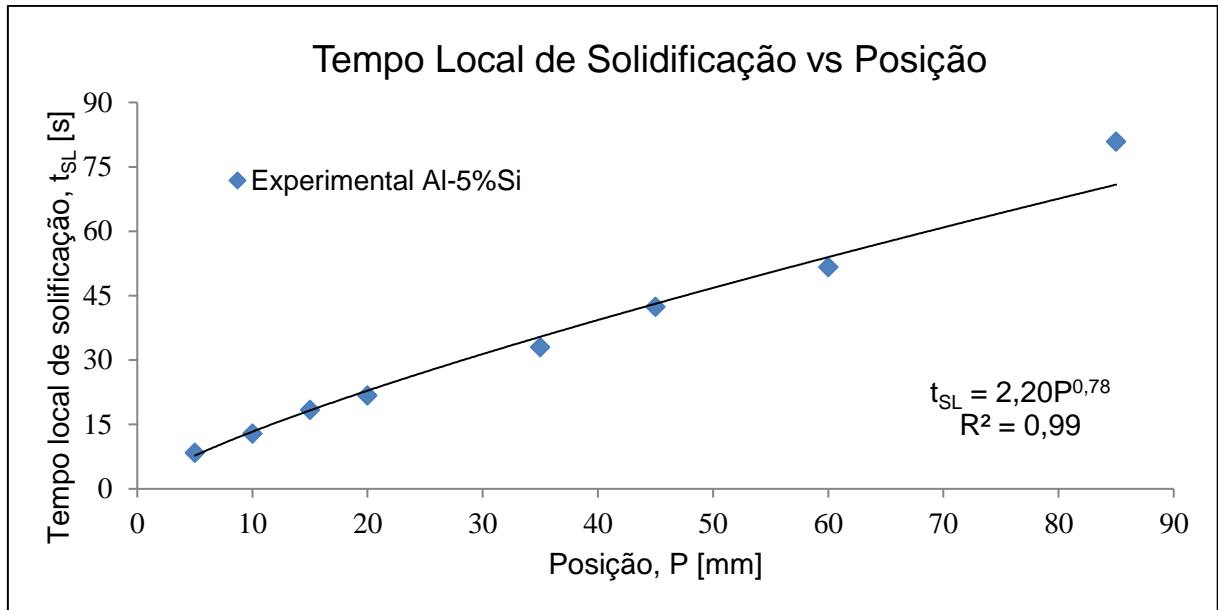


Figura 37 – Tempo Local de Solidificação em função da Posição a partir da base refrigerada do molde.

6.2 Macroestrutura de Solidificação

A macroestrutura observada após a preparação, conforme citada anteriormente, é constituída em sua maioria de grãos colunares com uma pequena região de grãos equiaxiais na parte superior do lingote. Isto acontece, pois, o processo de solidificação não é suficientemente lento para formar uma maior região de grãos equiaxiais. Por ter uma base refrigerada extraíndo calor durante o processo, os grãos tendem a crescer de forma alongada, formando os grãos colunares. Podemos observar também que os grãos colunares cresceram em uma única direção, o que comprova que o processo de solidificação foi unidirecional e ascendente. Já na região superior do lingote, que está distante da base refrigerada, a solidificação é lenta o suficiente para possibilitar a formação de grãos equiaxiais.

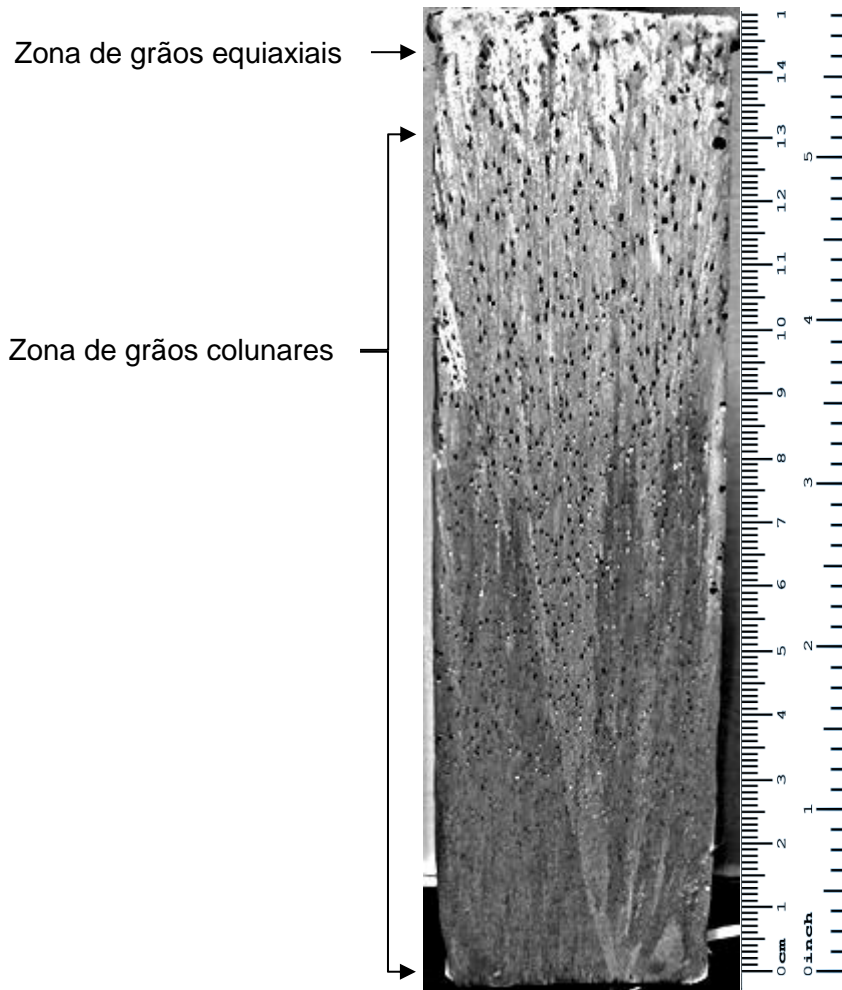
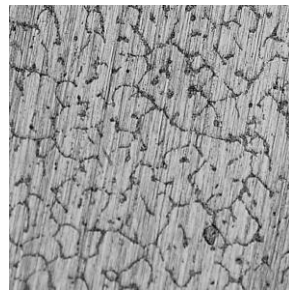


Figura 38 - Macroestrutura de solidificação da liga Al-5%Si

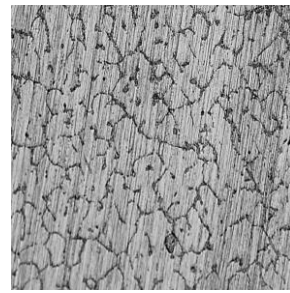
6.3 Microestrutura de Solidificação

As microestruturas típicas, observadas ao longo das secções transversais da liga hipoeutético de Al-5%Si, são apresentadas na figura 39. As microestruturas foram obtidas a partir de amostras das posições dos termopares.



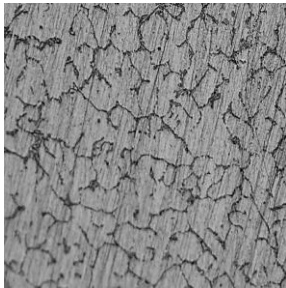
$V_L = 0,78 \text{ mm/s}$
 $\dot{T} = 6,89 \text{ }^\circ\text{C/s}$
 $G_L = 8,77 \text{ }^\circ\text{C/mm}$
 $t_{SL} = 8,41 \text{ s}$
 $\lambda_3 = 9,30 \text{ } \mu\text{m}$

(a)



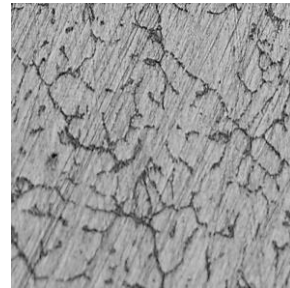
$V_L = 0,70 \text{ mm/s}$
 $\dot{T} = 4,52 \text{ }^\circ\text{C/s}$
 $G_L = 6,45 \text{ }^\circ\text{C/mm}$
 $t_{SL} = 12,82 \text{ s}$
 $\lambda_3 = 13,69 \text{ } \mu\text{m}$

(b)



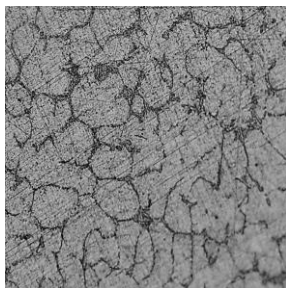
$V_L = 0,66 \text{ mm/s}$
 $\dot{T} = 3,16 \text{ }^\circ\text{C/s}$
 $G_L = 4,81 \text{ }^\circ\text{C/mm}$
 $t_{SL} = 18,35 \text{ s}$
 $\lambda_3 = 14,26 \text{ } \mu\text{m}$

(c)



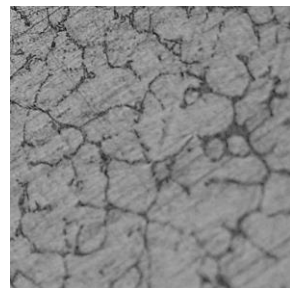
$V_L = 0,63 \text{ mm/s}$
 $\dot{T} = 2,67 \text{ }^\circ\text{C/s}$
 $G_L = 4,26 \text{ }^\circ\text{C/mm}$
 $t_{SL} = 21,75 \text{ s}$
 $\lambda_3 = 14,97 \text{ } \mu\text{m}$

(d)



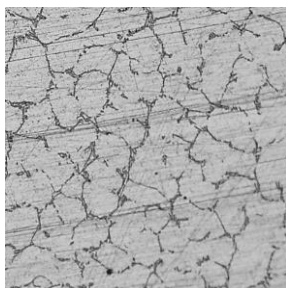
$V_L = 0,57 \text{ mm/s}$
 $\dot{T} = 1,76 \text{ }^\circ\text{C/s}$
 $G_L = 3,08 \text{ }^\circ\text{C/mm}$
 $t_{SL} = 33,00 \text{ s}$
 $\lambda_3 = 15,70 \text{ } \mu\text{m}$

(e)



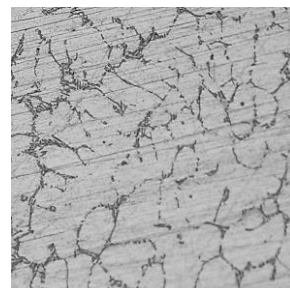
$V_L = 0,55 \text{ mm/s}$
 $\dot{T} = 1,37 \text{ }^\circ\text{C/s}$
 $G_L = 2,49 \text{ }^\circ\text{C/mm}$
 $t_{SL} = 42,39 \text{ s}$
 $\lambda_3 = 16,40 \text{ } \mu\text{m}$

(f)



$V_L = 0,52 \text{ mm/s}$
 $\dot{T} = 1,12 \text{ }^\circ\text{C/s}$
 $G_L = 2,14 \text{ }^\circ\text{C/mm}$
 $t_{SL} = 51,65 \text{ s}$
 $\lambda_3 = 15,70 \text{ } \mu\text{m}$

(g)



$V_L = 0,495 \text{ mm/s}$
 $\dot{T} = 0,72 \text{ }^\circ\text{C/s}$
 $G_L = 1,45 \text{ }^\circ\text{C/mm}$
 $t_{SL} = 80,87 \text{ s}$
 $\lambda_3 = 15,70 \text{ } \mu\text{m}$

(h)

Figura 39 - Microestruturas dendríticas de amostras das posições: (a) 5mm, (b) 10mm, (c) 15mm, (d) 20mm, (e) 35mm, (f) 45mm, (g) 60mm e (h) 85mm a partir da base de extração de calor.

As microestruturas predominantes são dendritas, e estas vão aumentando o seu tamanho conforme nos distanciamos da base de extração de calor, pois com uma solidificação mais lenta há maior tempo para que as dendritas cresçam.

Com as microestruturas reveladas, utilizando o software Stream Basic foram feitas as medidas dos espaçamentos dendríticos para cada uma das amostras. Os valores dos espaçamentos dendríticos médios terciários em função de cada posição estão no gráfico da figura 40.

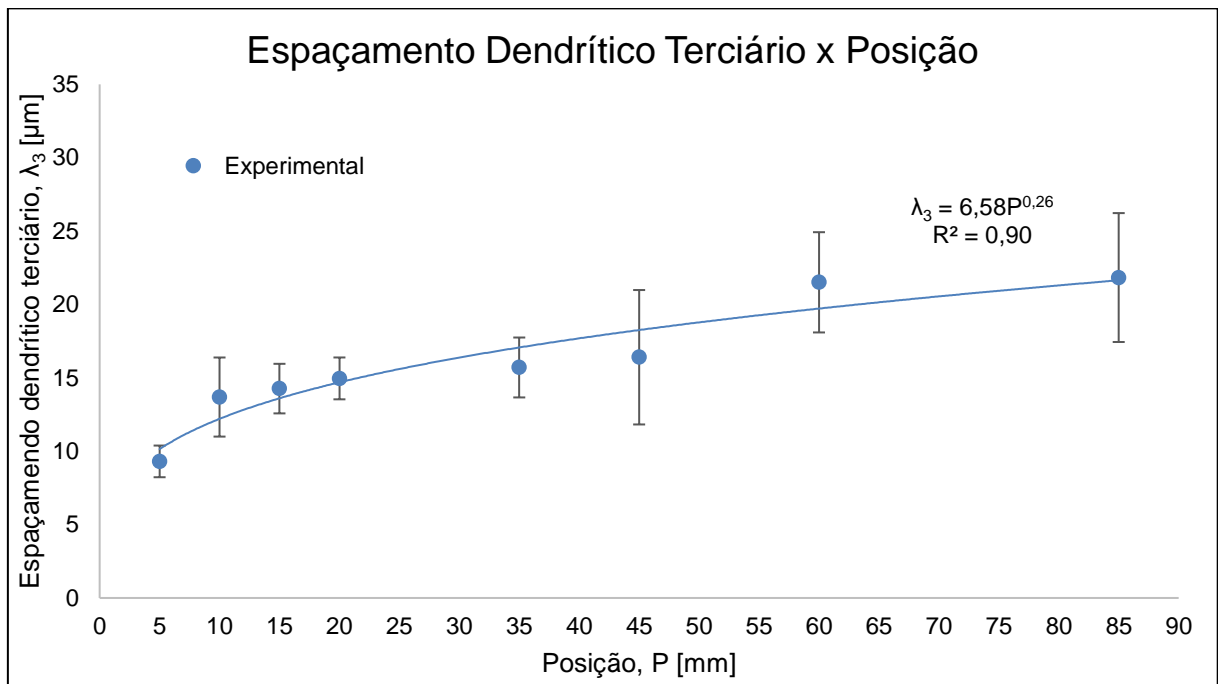


Figura 40 - Espaçoamento terciário em função da posição a partir da base de extração de calor.

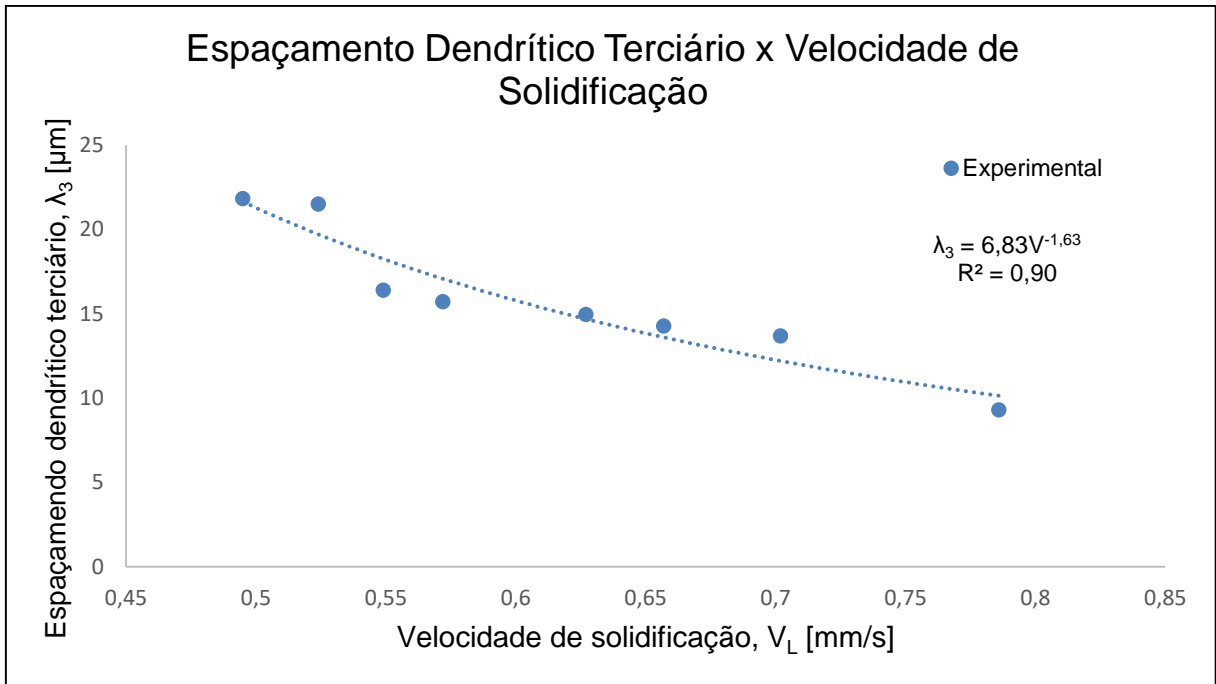


Figura 41 - Espaçamento dendrítico terciário em função da velocidade de solidificação

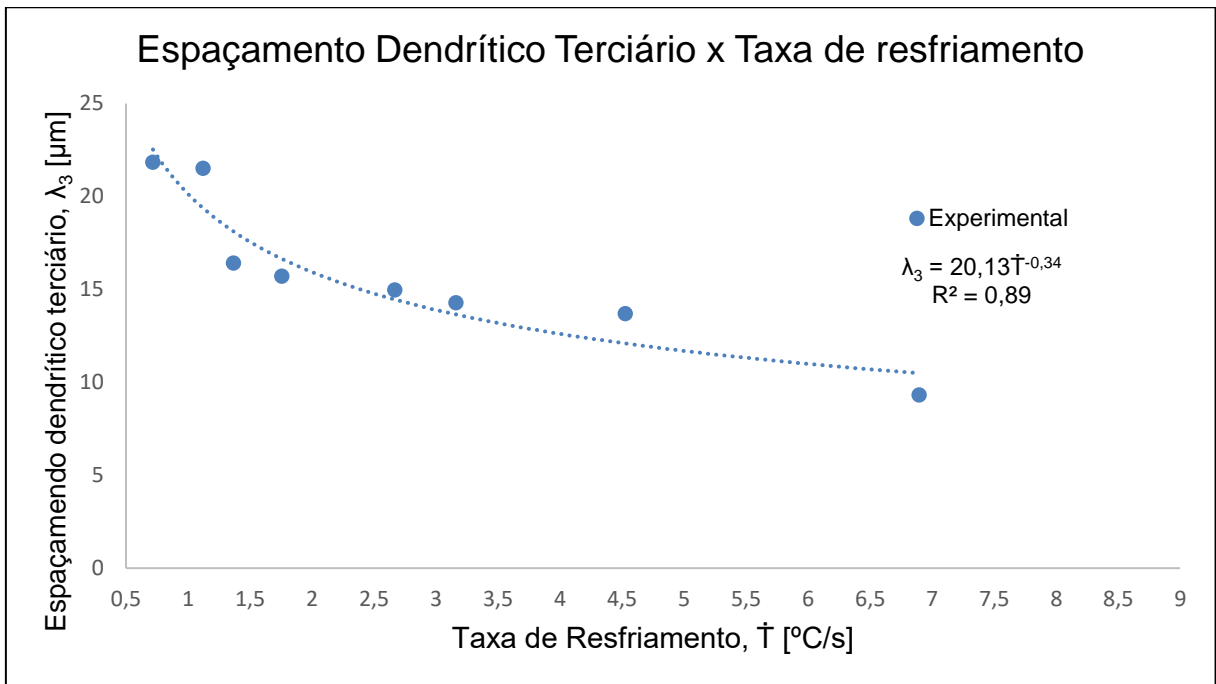


Figura 42 - Espaçamento dendrítico terciário em função da taxa de resfriamento.

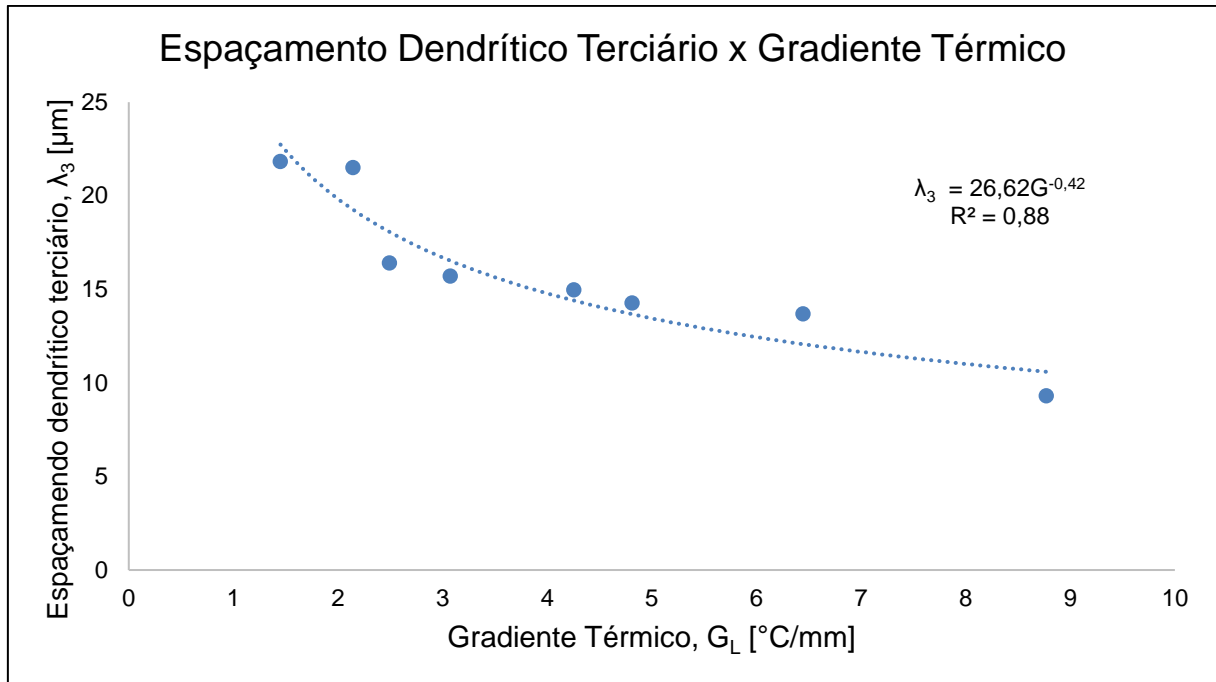


Figura 43 - Espaçamento Dendrítico Terciário em função do Gradiente Térmico

Observando o gráfico das figuras 40, 41, 42 e 43 podemos ver que conforme nos afastamos da base de extração de calor temos um espaçamento dendrítico terciário médio maior. Conforme citado anteriormente, quanto mais próximo da base de extração de calor, maior será a velocidade de solidificação e a taxa de resfriamento, fatores esses que são responsáveis pela determinação do tamanho de grão, ou seja, para uma solidificação mais rápida, teremos uma taxa de nucleação mais intensa, assim os grãos são mais refinados, ou finos, o que faz com que haja uma maior densidade de contornos de grão e dendritas de tamanho médio menor, ou seja, com um espaçamento menor. E, analogamente, com um processo de solidificação mais lento, temos estruturas mais grosseiras, com um espaçamento dendrítico terciário médio muito maior, conforme pode ser observado no gráfico da figura 44.

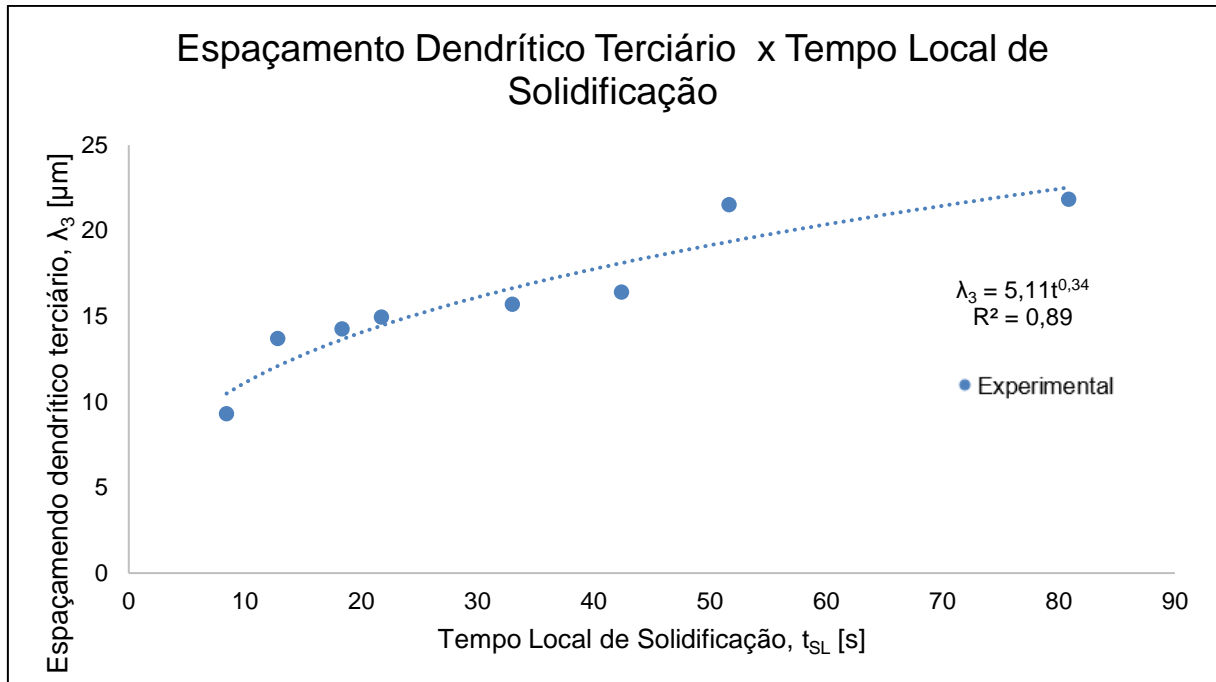


Figura 44 - Espaçamento dendrítico terciário em função do tempo local de solidificação

6.4 Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza foram feitos nas regiões correspondentes às posições dos termopares. Para isso foram confeccionadas amostras de dimensões iguais a 10x10x10mm. Em cada amostra foram realizadas 15 endentações, ou 15 medidas de microdureza, com objetivo de varrer ao máximo o comprimento da amostra. Feito isso, foram calculados os valores médios de dureza para cada amostra e esses valores foram comparados com as variáveis térmicas de solidificação, cujos dados se encontram nos gráficos das figuras 45 a 48. Foi traçado também um gráfico da microdureza em relação à posição a partir da base de extração de calor, que se encontra na figura 49.

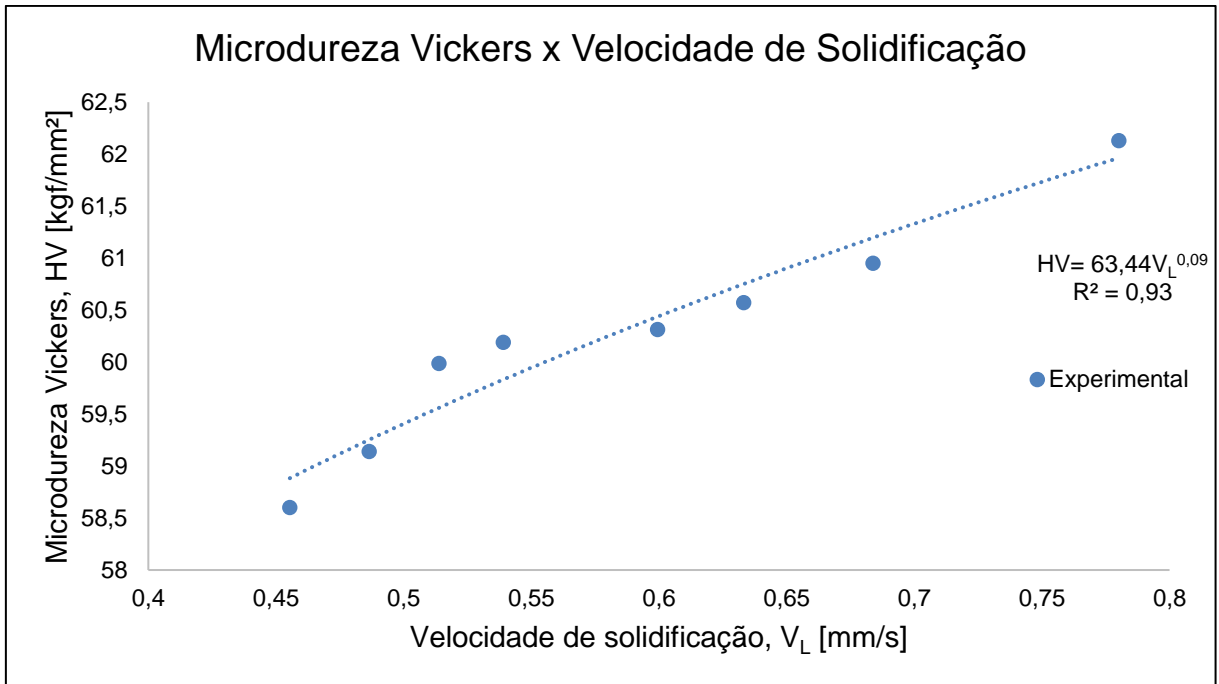


Figura 45 - Gráfico Microdureza Vickers x Velocidade de Solidificação

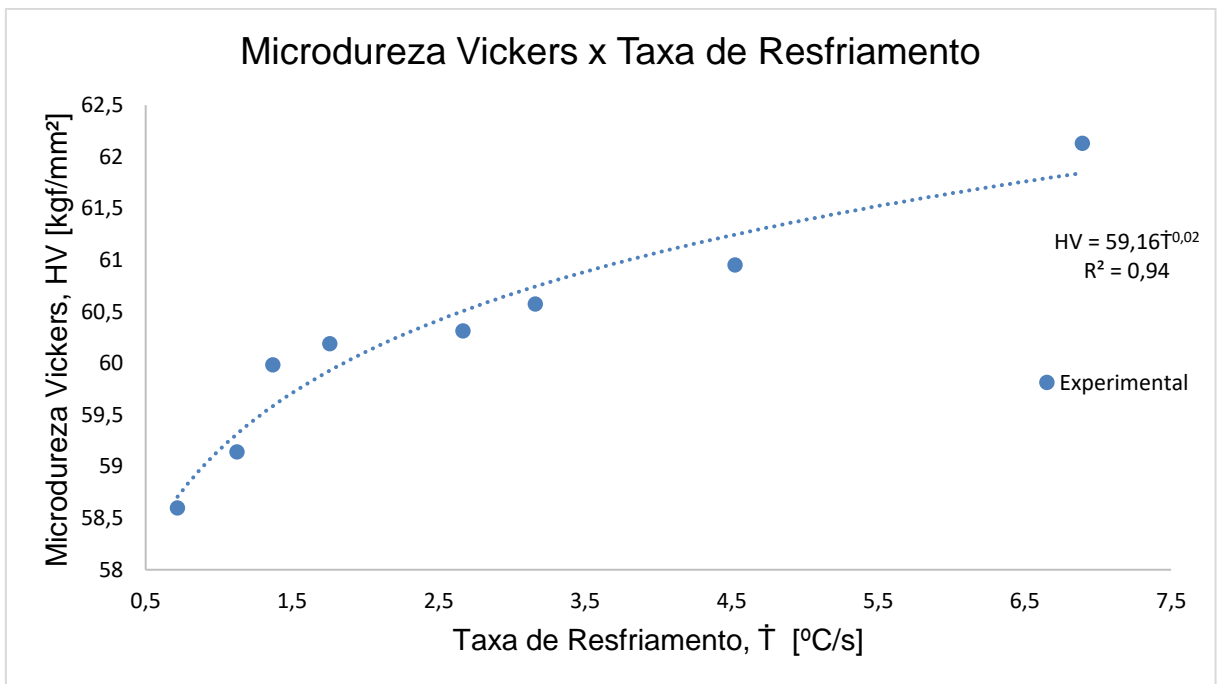


Figura 46 - Gráfico Microdureza Vickers x Taxa de Resfriamento

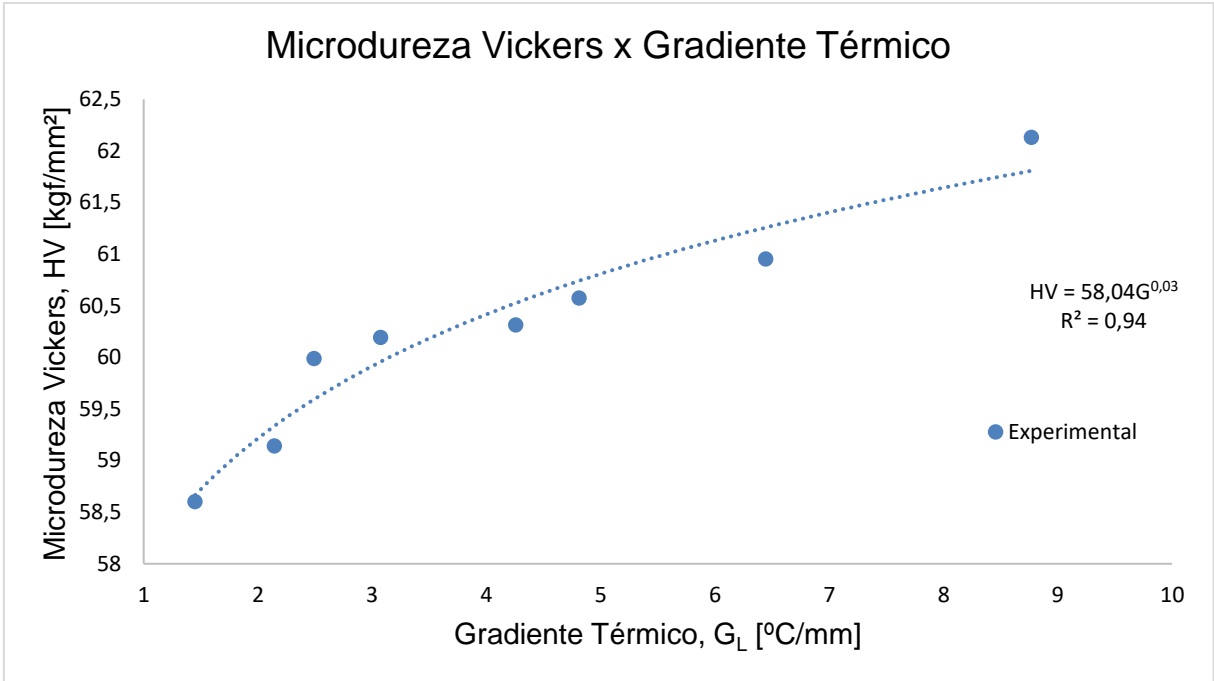


Figura 47 - Gráfico Microdureza Vickers x Gradiente Térmico

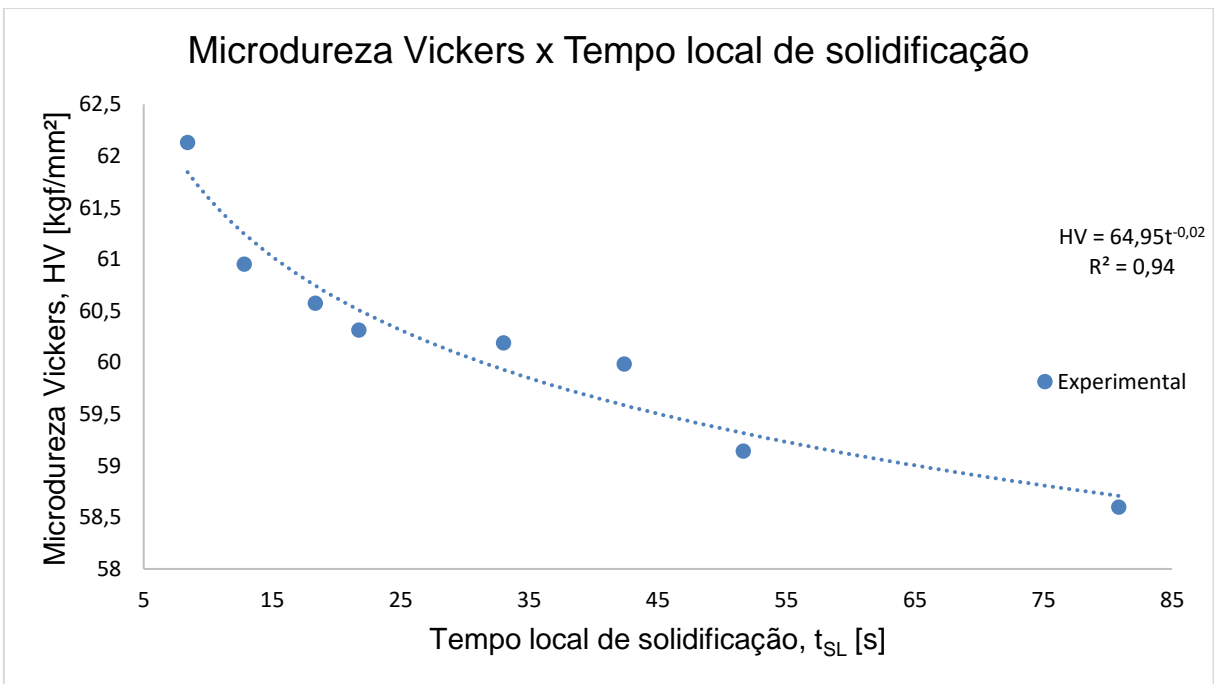


Figura 48 - Gráfico Microdureza Vickers x Tempo local de solidificação

Ao observarmos as comparações dos valores de microdureza com as variáveis térmicas (figuras 45, 46, 47 e 48), podemos constatar que a relação da microdureza com a velocidade de solidificação estabelece uma relação aproximadamente

potencial, com um aumento da velocidade de solidificação há um aumento da microdureza do material em uma proporção praticamente constante e linear. Já para a taxa de resfriamento e o gradiente térmico, vemos uma relação diferente, onde o aumento da microdureza em razão destas variáveis é mais suave e gradativo e com uma tendência de se estabilizar para os valores mais altos de taxa de resfriamento e gradiente. E a relação da microdureza com o tempo local de solidificação é uma relação inversamente proporcional, ou seja, ao diminuirmos o tempo local de solidificação a microdureza aumenta e vice-versa. Vale ressaltar que a variação da microdureza em relação ao tempo local de solidificação não é tão suave quanto a variação das taxas de resfriamento e gradiente térmico, porém não é tão linear quanto a relação com a velocidade de solidificação.

Por fim, podemos verificar a variação da microdureza em relação a posição (figura 49), ou seja, em relação à posição de cada termopar a partir da base de extração de calor.

Esta comparação é importante pois nos fornece uma visão geral dos efeitos das variáveis de solidificação na microdureza do material, pois para cada posição teremos variáveis com valores diferentes.

Na figura 49 é possível notar que a dureza alcança seu maior valor na posição mais próxima da base refrigerada e este valor vai decaindo à medida que afastamos da base. Isto se dá pois quanto mais próximo da base de extração de calor, maior será a velocidade de solidificação, mais alta será a taxa de resfriamento e menor será o tempo local de solidificação. Estes fatores indicam que nessa região ocorre uma nucleação mais intensa, ou seja, em ritmo acelerado, fazendo com que o material solidificado possua grãos mais refinados, ou mais finos, fazendo com que haja também maior densidade de discordâncias (ou defeitos de linha) o que aumenta a dureza do material. Vale notar também que apesar dos valores medidos para microdureza não serem constantes, sua variação ocorre de forma relativamente sutil, visto que seus valores variam de cerca de 63 a 59HV.

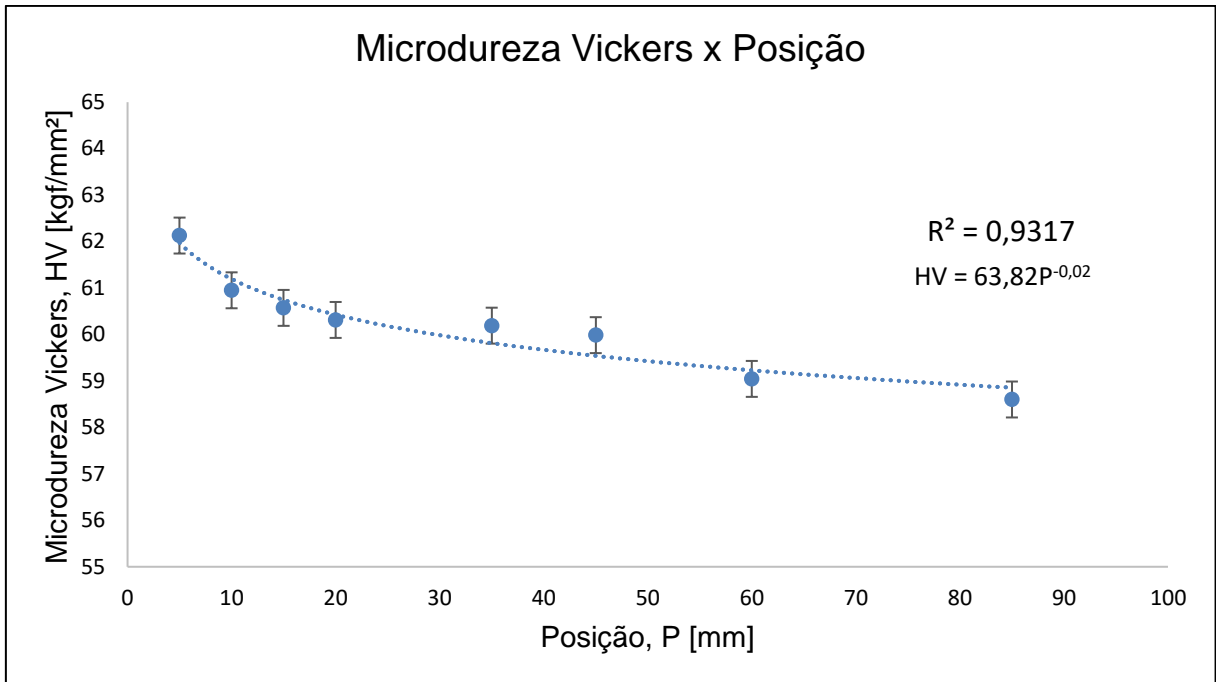


Figura 49 - Microdureza vickers para cada posição a partir da base refrigerada.

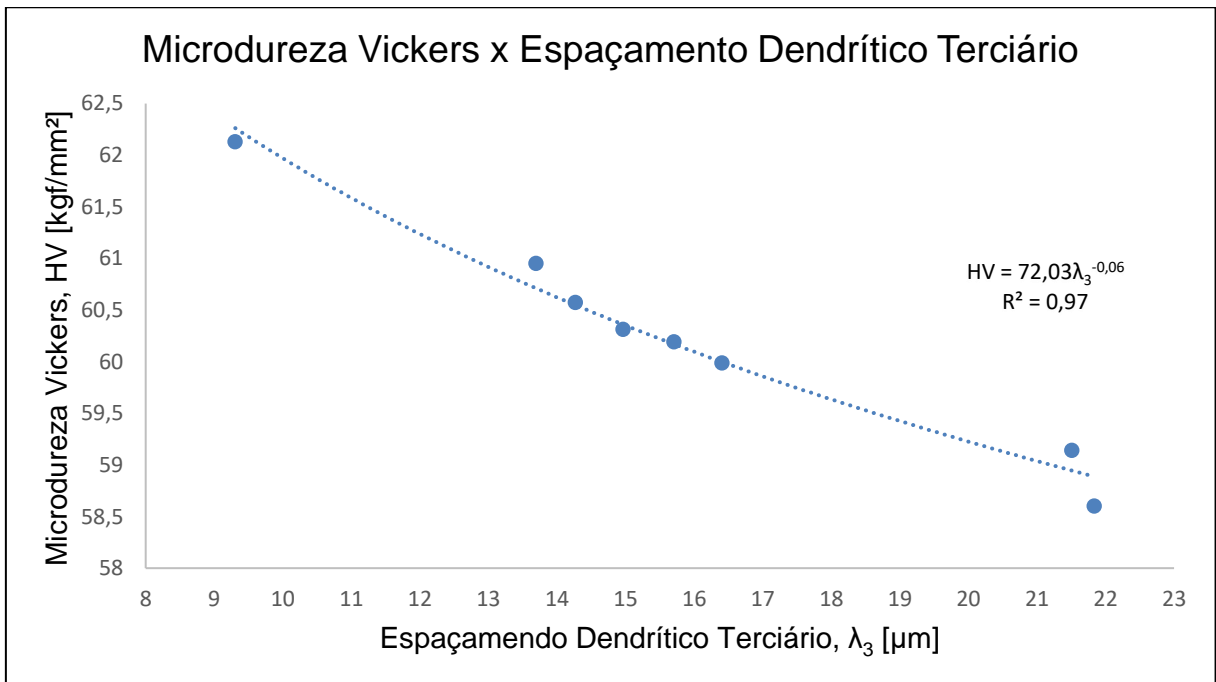


Figura 50 - Microdureza vickers *versus* espaçamento dendrítico terciário.

Em seguida, comparando os valores de microdureza com os espaçamentos terciários, gráfico da figura 50, podemos observar que a microdureza é maior para um

espaçamento dendrítico terciário menor, e que a microdureza vai diminuindo conforme esse espaçamento aumenta. Estes dados confirmam a relação entre a microestrutura de solidificação e a dureza do material, uma vez que as dendritas delimitam os contornos de grão, então para as regiões com maior espaçamento teremos uma estrutura mais grosseira e com menor dureza e na região de menor espaçamento uma estrutura mais refinada e de maior dureza. (Faria, 2015)

Com os valores de Microdureza e sua relação com cada uma das variáveis térmicas de estudo, foi possível realizar uma regressão de múltiplas variáveis com objetivo de se obter uma equação empírica que demonstre a influência de cada uma das variáveis térmicas na Microdureza do material. Tal equação é escrita como:

$$HV = 61,19 + 4,86V_L + 2,30\dot{T} - 2,09G_L - 0,04t_{SL} \quad (6.2)$$

Observando a equação (6.2) é possível notar que a velocidade de solidificação exerce uma maior influência na microdureza do material solidificado, quando comparada com a taxa de resfriamento, o gradiente térmico e o tempo local de solidificação. Para esta regressão foi obtido um valor de 0,97 para R^2 (coeficiente de correlação), o que indicou um alto grau de correlação entre as variáveis estudadas.

6.5 Resistência à tração

Os ensaios de resistência à tração foram realizados nos corpos de prova até a ruptura, com uma velocidade de ensaio de 20 mm/min. Após o término dos ensaios, foram traçados os gráficos de tensão versus deformação de engenharia para cada corpo de prova, estas curvas se encontram na figura 51.

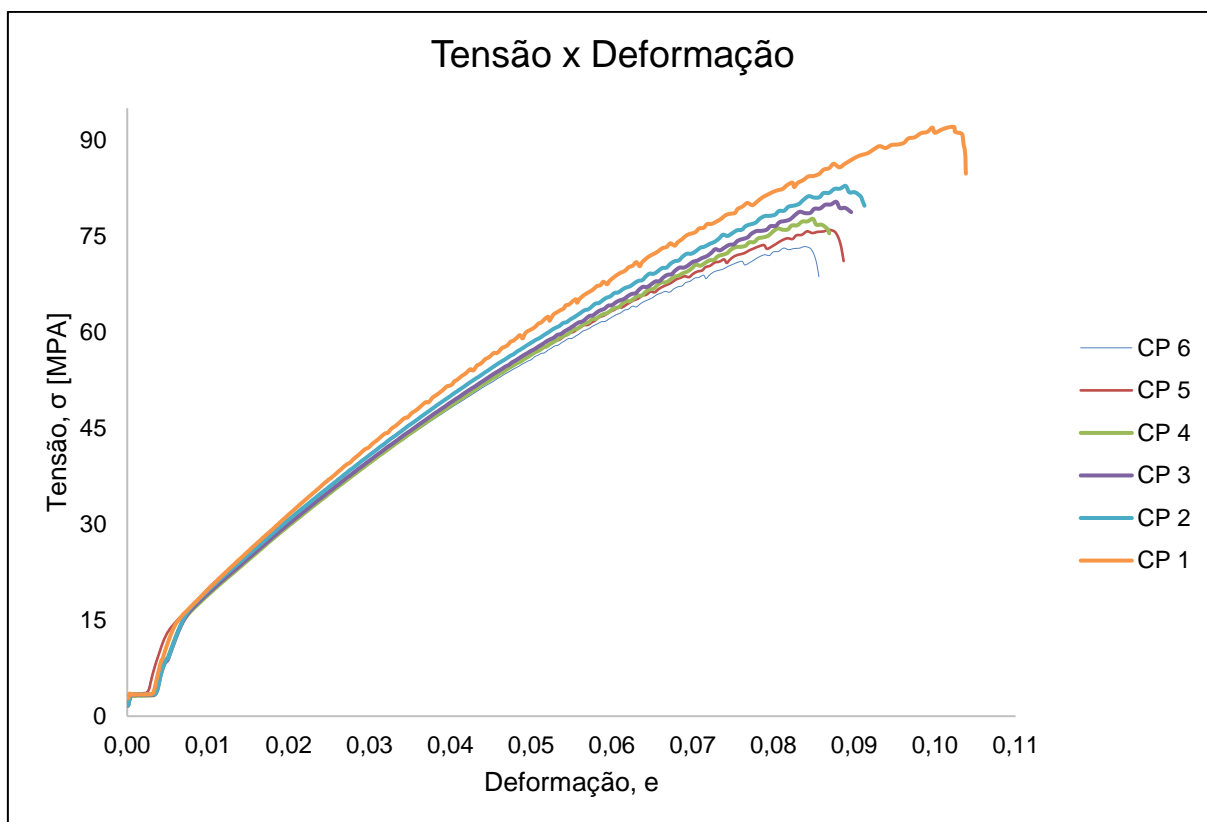


Figura 51 - Gráfico Tensão versus Deformação para cada corpo de prova ensaiado.

Observando as curvas, é possível notar que o comportamento da resistência à tração é bem semelhante, e as curvas são praticamente coincidentes. Já a partir dos valores médios, os CPs mais próximos da base de extração de calor possuem um maior limite de resistência à tração, da ordem de 89,07 MPa para os mais próximos da base e 73,38 MPa para os mais distantes da base. Os limites de resistência a tração (LR) foram calculados para cada CP e estão indicados na tabela 6.2.

Tabela 6.2 – Limite de Resistência para cada corpo de prova ensaiado

	Posição (mm)	LR (MPa)
CP 1	5 - 10	89,069
CP 2	15 - 20	82,859
CP 3	35	80,373
CP 4	45	77,721
CP 5	60	75,998

De acordo com estes resultados, podemos observar que o LR decresce à medida que nos afastamos da base refrigerada, ou da fonte de extração de calor. Devido às elevadas taxas de resfriamento nas regiões mais próximas da base refrigerada, o material se solidifica de forma mais rápida e abrupta, tendo uma elevada taxa de nucleação, o que faz com que o material possua grãos mais refinados e por consequência ocorre o aumento da resistência do material. Quanto mais lenta a solidificação mais tempo há para que os grãos cresçam, o que diminui a resistência mecânica do material. É possível também comparar o LR com cada uma das variáveis de solidificação, a fim de observar a influência destas variáveis na resistência a tração do material ensaiado. Estas comparações estão contidas nos gráficos das figuras 52, 53, 54 e 55, respectivamente.

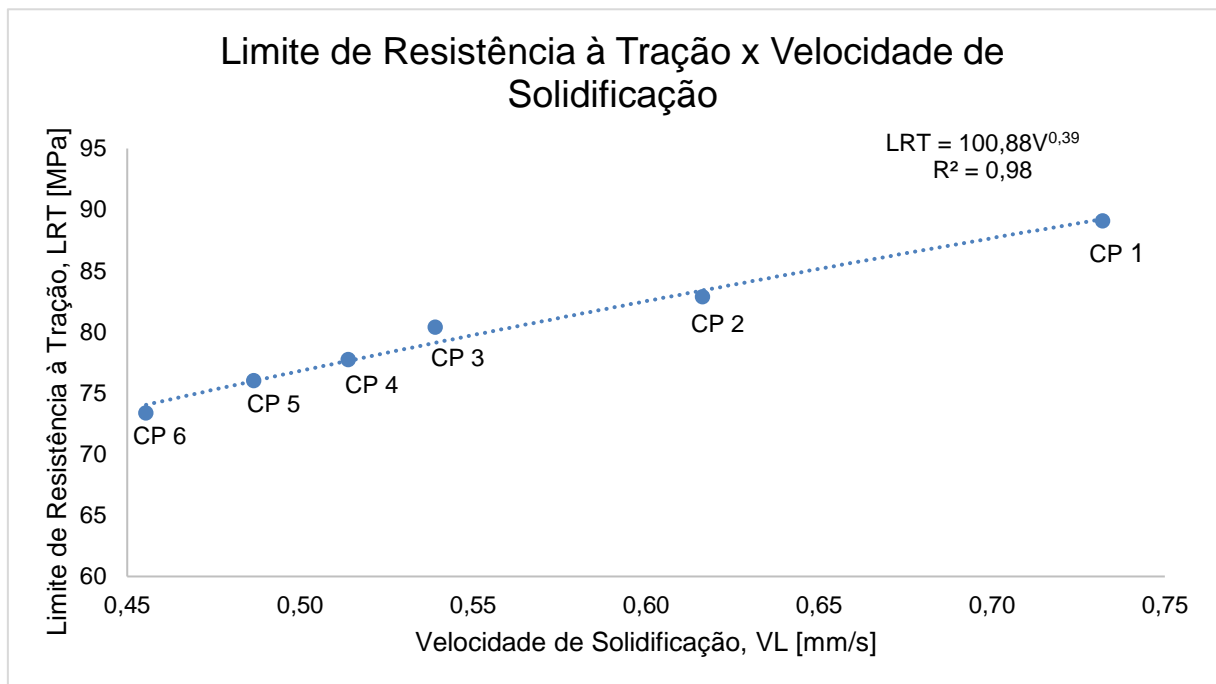


Figura 52 - Limite de Resistência à tração versus Velocidade de Solidificação

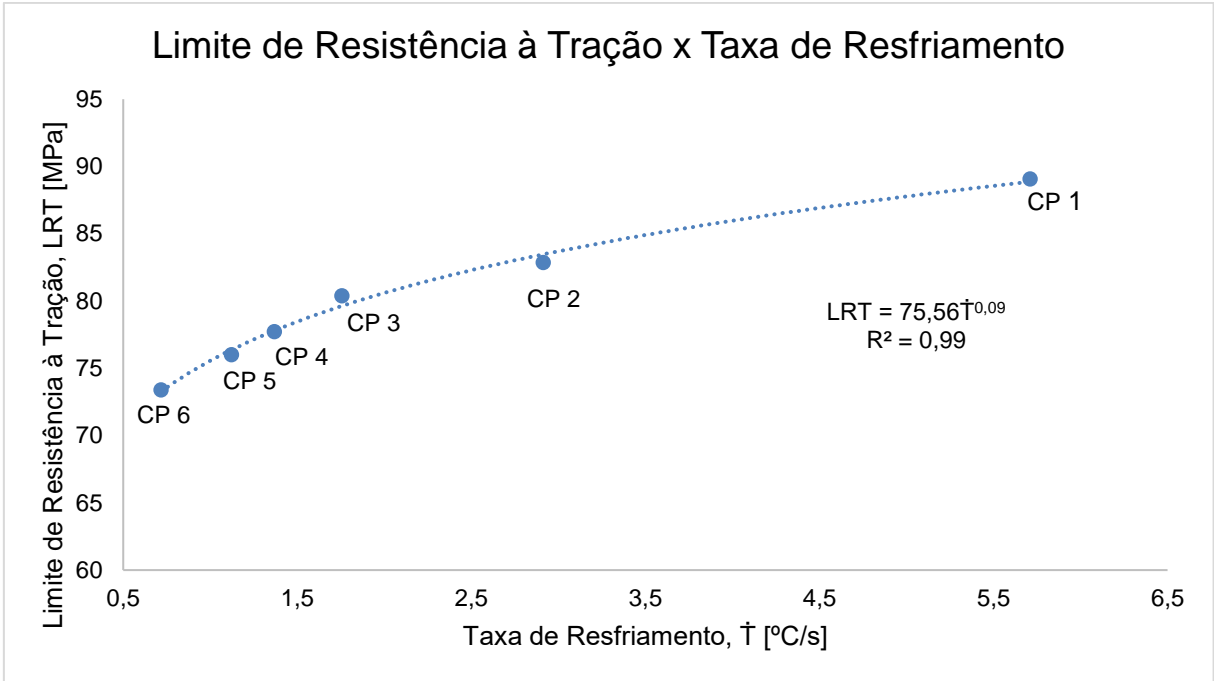


Figura 53 –Limite de Resistência à tração versus Taxa de resfriamento

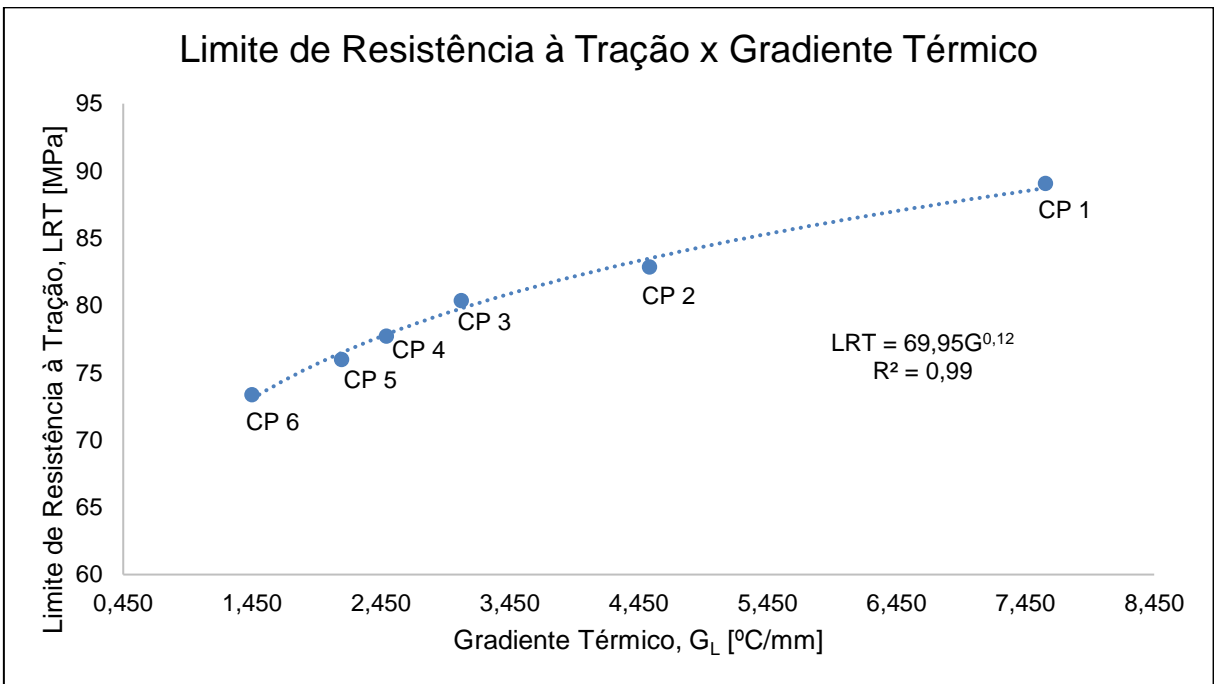


Figura 54 –Limite de Resistência à tração versus Gradiente térmico.

Observando os resultados indicados nos gráficos das figuras 52 a 54, constata-se que o limite de resistência à tração é proporcional à velocidade de solidificação, à taxa de resfriamento e ao gradiente térmico. Para os CPs mais próximos da base de extração de calor, temos altas velocidades de solidificação e altas taxas de resfriamento o que influencia diretamente no tamanho dos grãos do material solidificado, que para este caso são mais refinados devido à extração mais abrupta de calor, que representa uma taxa de nucleação elevada formando grãos menores, o que aumenta a resistência mecânica do material por consequência da dificuldade de movimento de discordâncias em grãos menores (Kalhapure, 2015). É possível observar também que o comportamento das curvas das figuras 53 e 54 é bastante similar, o que indica que o efeito da taxa de resfriamento e do gradiente térmico sobre o LR é semelhante. Já o efeito da velocidade de solidificação se mostra de forma mais uniforme ao longo do lingote.

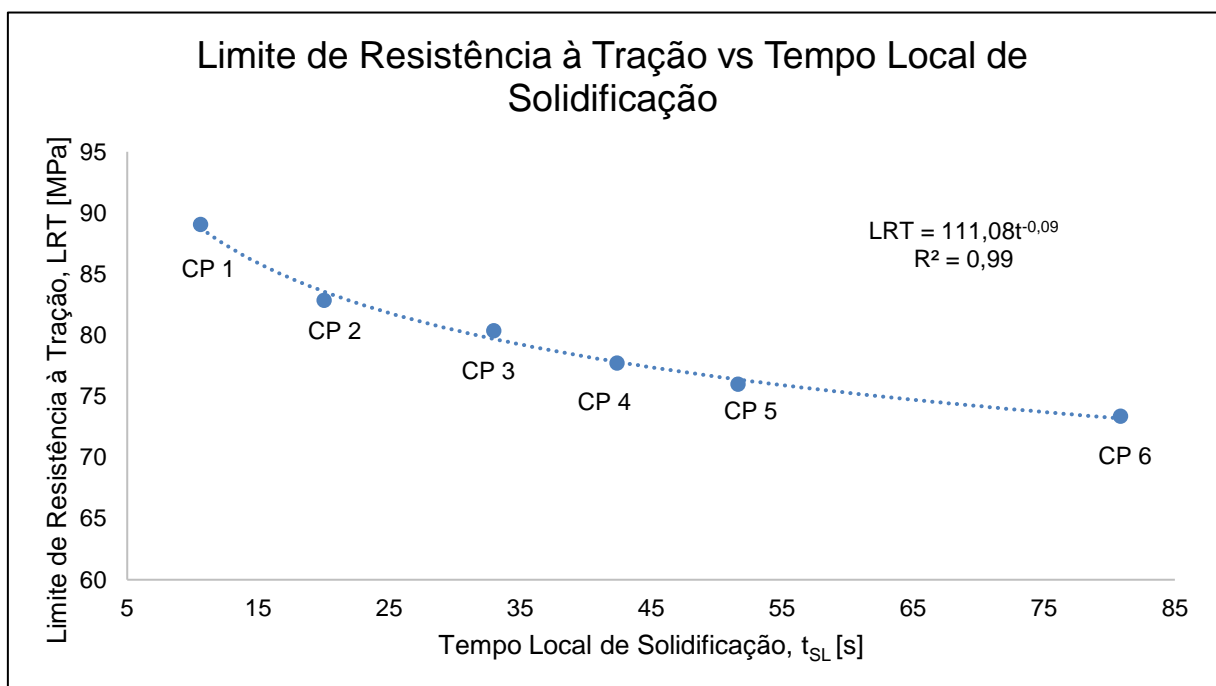


Figura 55 –Limite de Resistência à tração versus Tempo local de solidificação.

Diferentemente da correlação com as variáveis térmicas das figuras 52, 53 e 54, para o tempo local de solidificação, temos uma relação inversamente proporcional, ou

seja, a medida em que aumentamos o tempo local de solidificação, diminuimos o limite de resistência à tração do material, conforme podemos observar no gráfico da figura 55. Com um tempo maior de solidificação, o material tem também um tempo maior para a nucleação e crescimento dos seus grãos. Como o tempo local de solidificação vai aumentando à medida que nos afastamos da base refrigerada, a solidificação é mais lenta nessas regiões, o que nos resulta grãos mais grosseiros e por consequência piores propriedades mecânicas.

Com os valores de limite de resistência e sua relação com cada uma das variáveis térmicas de estudo, foi possível realizar uma regressão de múltiplas variáveis com objetivo de se obter uma equação empírica que demonstre a influência de cada uma das variáveis térmicas no limite de resistência do material. Tal equação é escrita como:

$$LR = 77,27 - 15,81V_L - 4,77\dot{T} + 6,70G_L - 0,04t_{SL} \quad (6.3)$$

Observando a equação (6.3) é possível notar que a velocidade de solidificação exerce uma maior influência no limite de resistência do material solidificado, quando comparada com a taxa de resfriamento, o gradiente térmico e o tempo local de solidificação. Para esta regressão foi obtido um valor de 0,99 para R^2 (coeficiente de correlação), o que indicou um alto grau de correlação entre as variáveis estudadas.

7 CONCLUSÕES

Baseado nos resultados das investigações teóricas e experimentais realizadas ao longo desse trabalho e juntamente com as comparações realizadas, podem ser extraídas as seguintes conclusões:

- Os valores experimentais de V_s , \dot{T} e G_L diminuem com o avanço da isoterma *liquidus*, isto é, quanto mais próximo da base refrigerada maiores são essas variáveis. As mesmas podem ser representadas em função da posição e dadas por $V_s=1,02(P)^{-0,16}$, $\dot{T} = 26,34(P)^{-0,78}$ e $G_L = 25,74(P)^{-0,61}$, respectivamente.
- No decorrer do processo de solidificação ocorre o aumento da resistência térmica da camada solidificada, o que causa uma diminuição na velocidade de solidificação, na taxa de resfriamento e no gradiente térmico e, conseqüentemente, um aumento no tempo local de solidificação.
- A macroestrutura do material solidificado apresentou em sua maioria estruturas de grãos colunares, o que era esperado devido ao sentido e a velocidade de extração de calor.
- A microestrutura de solidificação se apresentou na forma de dendritas primárias, secundárias e terciárias, e devido a um processo de solidificação lento estas estruturas se apresentaram de forma grosseira.
- Conforme o esperado, com a diminuição da velocidade de solidificação, da taxa de resfriamento e do gradiente térmico, houve um aumento no espaçamento terciário médio ao longo as amostras, o que comprova os estudos teóricos e a literatura específica.
- É possível observar a influência das variáveis térmicas na microdureza do material, visto que com o aumento da velocidade de solidificação, da taxa de resfriamento e do gradiente térmico houve também um aumento na

microdureza do material, o que era esperado e se mostrou de acordo com a literatura.

- Ainda analisando a microestrutura e os efeitos das variáveis térmicas, observou-se que a velocidade de solidificação estabeleceu uma relação diretamente proporcional com a microdureza do material. Já para as demais variáveis, essa relação apresentou curvas com tendência potencial, o que mostra uma influência mais direta da velocidade de solidificação na microdureza do material, o que foi confirmado utilizando a seguinte equação empírica: $HV = 61,19 + 4,86V_L + 2,30\dot{T} - 2,09G_L - 0,04t_{SL}$, obtida através da regressão de múltiplas variáveis.
- Em relação ao limite de resistência à tração, a velocidade de solidificação, a taxa de resfriamento e o gradiente térmico apresentaram uma relação diretamente proporcional ao LR do material, ou seja, quanto maior a velocidade de solidificação, a taxa de resfriamento e o gradiente térmico maiores foram os valores de LR. Já para o tempo local de solidificação essa relação se mostrou como inversamente proporcional, onde o LR diminui conforme o tempo local de solidificação aumenta. Através do processo de regressão de múltiplas variáveis foi possível observar que a velocidade de solidificação apresentou maior influência no limite de resistência do material solidificado, tal relação pôde ser observada na seguinte equação empírica: $LR = 77,27 - 15,81V_L - 4,77\dot{T} + 6,70G_L - 0,04t_{SL}$, equação esta que apresentou um coeficiente de correlação (R^2) da ordem de 0,99, o que confirmou a alta correlação entre as variáveis estudadas.
- Com base nessas informações, fica evidente a importância do controle destas variáveis de solidificação, uma vez que estas afetam diretamente as macro e microestruturas formadas, bem como as propriedades mecânicas estudadas neste trabalho.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudar a influência da adição de outro elemento de liga na microdureza e resistência a tração;
- Realizar um processo de solidificação unidirecional descendente e comparar os resultados com o processo realizado neste trabalho.
- Estudar o efeito das variáveis térmicas em outras propriedades mecânicas do material solidificado, como fadiga, resistência à flexão, conformabilidade, tenacidade à fratura, dentre outros.

9 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BERTELLI, F. Modelagem numérica e análise experimental de parâmetros térmicos e microestruturais na solidificação radial de ligas binárias. 2012. 178 p. Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP.

BESKOW, A. B.; Estudo da solidificação unidirecional ascendente para obtenção de estruturas colunares grosseiras. Dissertação de Mestrado. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2008.

BOEIRA, A.P. Macrosegregação e formação de poros na solidificação de ligas Al-Cu: Modelagem numérica e desenvolvimento experimental. 2006. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Universidade de Campinas, Campinas, 2006.

BRABO, M., KIKUCHI, R. H. L., Crescimento Dendrítico Terciário da Liga Al-3%Cu-5,5%Si durante a solidificação direcional horizontal transiente, HOLOS, ano 31, Vol. 5, 2015.

ÇADIRLI, E.; Effect of solidification parameters on mechanical properties of directionally solidified Al-rich Al-Cu alloys. Metals and Materials International, v. 19, p. 411-422, 2013.

CALLISTER, W. D., Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. John Wiley & Sons, Inc., 2002

Campos Filho, Mauricio Prates de e DAVIES, Graeme John. Solidificação e fundição de metais e suas ligas, Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 1978.

CHALMERS, B.; WINEGARD, W. C. Supercooling and Dendritic Freezing in Alloys. Transactions of the ASM, v. 46, p.1200, 1954.

CHARBONNIER, J. Microprocessor assisted thermal analysis of aluminum alloy structures, AFS Transactions, 1984

DA SILVA, J. N. S.; da Conceição Moutinho, D. J.; Moreira, A. IL. S.; da Rocha, O. F. L.; Construção e Aferição de um Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal Refrigerado à Água; 17º CBECIMat, 5217-5228; Novembro de 2006.

DIAS FILHO, J. M., KIKUCHI, R. H., Influência das Variáveis Térmicas Sobre os Espaçamentos Dendríticos Terciários durante a Solidificação Direcional Horizontal da Liga Al-6%Cu, Revista Matéria, v.20 n.01 ISSN 1517-7076 artigo 11576, pp.47-63, 2015

DIAS, J. M., KIKUCHI, R.H, Influência das Variáveis térmicas sobre os espaçamentos dendríticos terciários durante a solidificação direcional horizontal da liga Al-6%Cu, IFPA, 2015

E.S. Meza et al. / Journal of Alloys and Compounds 561 (2013) 193–200

FARIA, J. D. Correlações entre Variáveis Térmicas, Microestrutura e Propriedades Mecânicas das Ligas Al-4%Cu e Al-4%Cu-4%Ag Solidificadas em Regime Transitório. Dissertação de Mestrado. Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2015.

FERRARINI, C. F., Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas de Al-Si conformadas por spray, UFSCAR, 2005

FERREIRA, A. F. Modelamento do processo de solidificação e formação de microestrutura pelo método de campo de fase. Tese de doutorado em Engenharia Metalúrgica – EEIMVR, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2005.

FERREIRA, A. F., PARADELA, K. G., FELIPE JR., P. ALCANTARA JR., Z. e Garcia, A. Phase-Field Simulation of Microsegregation and Dendritic Growth during Solidification of Hypoeutectic Al-Cu Alloys. Material Research, v 20, n. 2, p. 423-429, 2017.

FERREIRA, A. F. et al. Simulation of the Dendritic Growth Velocity for Binary Alloy Al-Cu in the Undercooled System. International Research Journal of Materials Sciences and Applications, v 1, p. 1-9, 2017.

FLEMINGS, M.C. Solidification processing, New York McGraw-Hill, 1974

GARÇÃO, W. J. L., FERREIRA, A. F., Análise experimental das variáveis térmicas na solidificação do alumínio e liga binária Al-Fe: efeito da taxa de resfriamento e concentração de Fe na formação macro/microestrutural e propriedades mecânicas, Dissertação de Mestrado – UFF, Universidade Federal Fluminense, 2018

GARCIA, A. Solidificação: fundamentos e aplicações. 2 ed. Campinas-SP: Editora da Unicamp, 2007

GARCIA, Amauri; SPIM, Jaime Alvares; SANTOS, Carlos Alexandre dos. Ensaio dos materiais. Rio de Janeiro: LTC, 2000.

GOMES, LAÉRCIO GOUVEA. Microestrutura Dendritica, Macrossegregacao e Microporosidade na Solidificacao de Ligas Ternarias Al-Si-Cu. 2012. Tese de doutorado – Universidade de Campinas, Campinas, 2012.

GOULART, R. P. Caracterização da Microestrutura de Solidificação de Ligas Al-Fe e Correlação com Propriedades Mecânicas. Tese de doutorado. Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 2010.

GÜNDÜZ, M.; ÇARDILI, E. Directional Solidification of Aluminium–Copper Alloys, Materials Science and Engineering A, v. 327, p. 167–185, 2002.

H.D. Brody, M.C. Flemings, Trans. TMS–AIME 236 (1966) 615–624

HIBBELER, R. C. Resistência dos Materiais. 7ª ed. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2010.

KALHAPURE, M. G., PRADEEP, M. D., Impacto f Silicon Contento n Mechanical Properties of Aluminum Alloys, International Journal of Science and Research – IJSR, Volume 4 Issue 6, Feb 2015.

KURZ, W.; FISHER, D.J. Fundamentals of solidification. 3ª Edição, Trans Tech Publications, 1992.

M.C. Flemings: Solidification Processing, McGraw-Hill, New York, NY, 1974, pp. 31-32.

MANENTE, A., TIMELLI, G., Optimizing the heat treatment process of Cast Aluminium Alloys, University of Padova, Italy, 2002

MEZA, S. E. Modelagem Analítica e Numérica da Solidificação das Ligas Binárias: Análise de Fatores de Influência. Tese de Doutorado. Universidade Estadual de Campinas. Campinas SP 2012.

MOUTINHO, D. J. C., Análise da Evolução Microestrutural e da formação de Macrossegregação e Microporosidade na Solidificação Unidirecional Transitória de Ligas Ternárias Al-Cu-Si. Tese de Doutorado. Universidade Estadual de Campinas. Campinas, SP, 2012.

NASCIMENTO, M. S., FRAJUCA, C., Correlação entre variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e resistência mecânica da liga Al-10%Si-2%Cu, Revista Matéria, v.22 n.01 ISSN 1517-7076 artigo e11774, 2017.

PASSOS, J. J., FERREIRA, A. F., Estudo experimental da adição de cobre no alumínio e seus efeitos na macro/microestrutura formada e microdureza, Dissertação de Mestrado – UFF, Universidade Federal Fluminense, 2018

PERES, M. D., SIQUEIRA C. A., Garcia A. Macrostructural and microstructural development in Al-Si Alloys directionally solidified under unsteady-state conditions. Journal of Alloys and Compounds 381, p 168-181, 2014.

ROCHA, O. L., Dias Filho, J. M., Coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde e variáveis térmicas na solidificação direcional horizontal da liga Al-6%Cu, HOLOS, ano 29, Vol. 5, 2013.

ROJAS, M., Análise Térmica de Ligas Al-Si com adição de inoculante, EPUSP, SP, 2009.

ROSA, D. M. Estruturas celulares, transição celular/dendrítica e estruturas dendríticas na solidificação unidirecional transitória. Tese de Doutorado – UNICAMP, Universidade Estadual de Campinas. Campinas. 2007.

SARREAL, J. A., ABBASCHIAN, G.J., The effect of Solidification Rate on Microsegregation, Metallurgical Transactions A, Volume 17A, November 1986

SOUZA, S. A., Composição Química dos Aços, São Paulo, Edgard Blucher, 1989

SPINELLI, J. E. et al. Influence of melt convection on dendritic spacings of down ward unsteady state directionally solidified Al-Cu alloys. Materials Science and Engineering A, v. 383, p. 271-282, 2004.

T.W. Clyne, W. Kurz, Metall. Trans. 12A (1981) 965–971.

VAN VLACK, L. H., Princípio de Ciência e Tecnologia dos Materiais, 4ª. ed. Rio de Janeiro, Campus, 1984

VASCONCELOS, A. J., SILVA, C. V. A., Influence of thermal parameters on the dendritic arm spacing and the microhardness of Al-5.5wt.%Sn alloy directionally solidified, Metallurgy and materials, Ouro Preto, 173-179, apr.jun. 2014.

XIANGFA, L.; GUANGHUI, Q; XIUFANG, B., The size sudden change and structure evolvement of the macro-grains of al-si. Materials science forum, v.331, n.p 367-372, 2000.