

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE GAMA / FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA
ENGENHARIA

CORRELAÇÃO DA FORÇA DE CORTE NO PROCESSO DE USINAGEM COM AS
MICROESTRUTURAS BRUTAS DE FUSÃO PARA LIGAS DILUÍDAS DE
ALUMÍNIO – NIÓBIO

VINÍCIUS DA SILVA ROCHA

ORIENTADOR: Dr. DANIEL MONTEIRO ROSA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DOS MATERIAIS DA
ENGENHARIA

PUBLICAÇÃO: FGA. DM – Nº 075A/2018
BRASÍLIA/DF - DEZEMBRO - 2018

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE GAMA / FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA
ENGENHARIA

CORRELAÇÃO DA FORÇA DE CORTE NO PROCESSO DE USINAGEM COM AS
MICROESTRUTURAS BRUTAS DE FUSÃO PARA LIGAS DILUÍDAS DE
ALUMÍNIO – NIÓBIO

VINÍCIUS DA SILVA ROCHA

DISSERTAÇÃO DE Mestrado submetida ao Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais da Engenharia da Faculdade Gama e Faculdade de Tecnologia da Universidade de Brasília, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Integridade de Materiais da Engenharia.

ORIENTADOR: Dr. DANIEL MONTEIRO ROSA

BRASÍLIA

2018

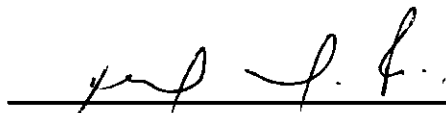
**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DO GAMA / FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE
MATERIAIS DA ENGENHARIA**

**CORRELAÇÃO DA FORÇA DE CORTE NO PROCESSO DE USINAGEM
COM AS MICRO ESTRUTURAS BRUTAS DE FUSÃO PARA LIGAS
DILUÍDAS DE ALUMÍNIO - NIÓBIO**

VINICIUS DA SILVA ROCHA

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO SUBMETIDA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA DA FACULDADE DO GAMA E
FACULDADE DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA, COMO PARTE DOS
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM
INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA.**

APROVADA POR:



**Prof. Dr. Daniel Monteiro Rosa; FT / UnB
(Orientador)**



**Prof. Dra. Palloma Vieira Muterlle FT / UnB
(Membro Interno)**



**Prof. Dr. Rhander Viana FGA / UnB
(Membro Externo)**

FICHA CATALOGRÁFICA

ROCHA, VINICIUS DA SILVA

Correlação da força de corte no processo de usinagem com as microestruturas brutas de fusão para ligas diluídas de alumínio–nióbio. [Distrito Federal] 2018.

Nº. 88 p. 210 x 297 mm (FGA/FT/UnB, Mestre, Integridade de Materiais da Engenharia, 2018).

Dissertação de Mestrado – Universidade de Brasília. Faculdade UnB gama. Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais da Engenharia.

- | | |
|---|----------------------------------|
| 1. Solidificação Unidirecional Ascendente | 2. Ligas de AlNb |
| 3. Microestrutura bruta de fusão | 4. Torneamento das ligas de AlNb |
| 5. Aquisição das Forças Fx, Fy, Fz | |

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

ROCHA, V. da S. (2018). **Correlação da força de corte no processo de usinagem com as microestruturas brutas de fusão para ligas diluídas de alumínio – nióbio**. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Integridade da Engenharia, Publicação N°075A/2018 2018. Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 88 p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Vinicius da Silva Rocha

TÍTULO: Correlação da força de corte no processo de usinagem com as microestruturas brutas de fusão para ligas diluídas de alumínio – nióbio.

GRAU: Mestre ANO: 2018

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte desta dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem a autorização por escrito do autor.

VINICIUS DA SILVA ROCHA

Endereço: Rua Francisco Rodrigues de Souza, Qd. 04, Lt. 06 - Goiânia - GO.

CEP: 74.461-125 - Condomínio do Lago.

E-MAIL: viniciustavenida@hotmail.com

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho ao meu filho querido, Vinícius Filho Alves Rocha e à minha namorada e futura esposa, Voniele Alves Silveira.

AGRADECIMENTO

Agradeço a DEUS por ser à base das minhas conquistas.

Aos meus pais Carlos e Edilena, por acreditarem e apoio.

À minha namorada e futura esposa Voniele Alves Silveira, juntamente com o meu filho Vinícius Filho por acreditar e confiar, pelo incentivo e companheirismo durante a fase final do projeto.

A toda minha família que, com muito carinho e apoio, não mediram esforços para que eu chegasse até esta etapa da minha vida.

Ao professor Dr. Daniel Monteiro Rosa, pela dedicação em suas orientações prestadas na elaboração desta dissertação, me incentivando e colaborando no desenvolvimento de minhas ideias.

Aos professores da UNB, pela transferência de conhecimento.

Aos colaboradores (as), do SG9 e FGA campos GAMA.

Aos alunos de mestrado, doutorado, amigos e engenheiros, Ildon Saraiva, Thiago Primo, Maycol Coutinho, Diego Carvalho, Rayssa Victor, Everton Divino pelo companheirismo em todos os momentos.

Aos alunos de mestrado e doutorado, que compartilharam a viagem de Goiânia para Brasília-DF.

Aos professores do Instituto Federal de Goiânia – IFG, Dr. Ildeu de Siqueira e ao futuro Mestre Paulo Vinícius.

E finalizando, a Torneadora Avenida por toda sua contribuição ao desenvolvimento do meu trabalho.

RESUMO

A solidificação envolve a transformação do metal no estado líquido para o estado sólido. Nesta transformação as microestruturas brutas de fusão formadas exercem forte influência nas propriedades mecânicas e químicas das ligas metálicas produzidas. Poucos estudos na literatura correlacionam as microestruturas brutas de fusão com a força na usinagem do material. Neste contexto, este trabalho teve como objetivo o estudo da influência das microestruturas brutas de fusão das ligas Al 0,4% Nb e Al 0,8% Nb, solidificadas em um dispositivo de solidificação unidirecional ascendente com fluxo de calor transitório. As microestruturas foram correlacionadas com os parâmetros de usinagem no processo de torneamento usando o dinamômetro Kistler, com a análise da taxa de aquisição de força na direção F_x , F_y e F_z e a resultante F_t , preservando os parâmetros de corte constante em cada superfície e torneada. Os resultados mostraram que comparando as ligas de alumínio-nióbio solidificadas mostram que ao elevar o teor de soluto, neste caso nióbio, no interior das ligas analisadas ocasionou a elevação das propriedades mecânicas e o aumento da força de usinagem com a aproximação da chapa-molde.

Palavras-Chave: Microestrutura, ligas metálicas, solidificação unidirecional ascendente, usinabilidade e ligas AlNb.

ABSTRACT

Solidification involves the transformation of the metal from the liquid to the solid state. In this transformation the gross melt microstructures formed exert a strong influence on the mechanical and chemical properties of the metal alloys produced. Few studies in the literature correlate the gross melt microstructures with the force in the machining of the material. In this context, the objective of this work was to study the influence of the crude melt microstructures of the alloys Al 0.4% Nb and Al 0.8% Nb solidified in an unidirectional solidification device with transient heat flux. The microstructures were correlated with the machining parameters in the turning process using the Kistler dynamometer, with the analysis of the force acquisition rate in the direction F_x , F_y and F_z and the resultant F_t , preserving the constant cutting parameters in each surface and turned. The results showed that the solidified aluminum-niobium alloys show that when the solute content, in this case niobium, was increased within the analyzed alloys, the mechanical properties increased and the machining force increased with the approach of the mold plate.

Keywords: Microstructure, metal alloys, unidirectional upward solidification, mach inability and AlNb alloys.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.2 - Sequência esquemática dos eventos que caracterizam o processo de solidificação.....	14
Figura 2.3 - Dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente	16
Figura 2.4 - Dispositivo de solidificação unidirecional vertical descendente	17
Figura 2.5 - Tipos de transferência de calor ao longo da solidificação.....	18
Figura 2.6 – Morfologias planar, celular e dendrítica	21
Figura 2.7 - Ramificações interdendríticas primárias (λ_1) e secundárias (λ_2).....	21
Figura 2.8 - Arranjo estrutural responsável pelas propriedades mecânicas dos materiais fundidos.	22
Figura 2.9 - Usinabilidade	24
Figura 2.10 – Força de usinagem e suas componentes para processo de torneamento.	25
Figura 3.1 – Sequência do procedimento experimental	19
Figura 3.2 – Forno tipo mufla.....	20
Figura 3.3 – Representação esquemática do dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente.....	21
Figura 3.4 - Foto do posicionamento dos termopares no interior da lingoteira.	23
Figura 3.5 - Vertendo o metal líquido dentro da lingoteira.....	23
Figura 3.6 - Posição da Isoterma <i>Liquidus</i> em função do tempo.	25
Figura 3.7 - Velocidade da Isoterma <i>Liquidus</i>	26
Figura 3.8 - Esquema representativo da obtenção da taxa de resfriamento.	27
Figura 3.9 - Detalhamento do corte do lingote para obtenção das amostras para análise experimentais.....	28
Figura 3.10 - Representação técnica para quantificar os espaçamentos interdendríticos: Espaçamento Dendrítico Primário (λ_1); Espaçamento Dendrítico Secundário (λ_2).....	29
Figura 3.11 – Pastilha ISCAR-VNMS-1	29
Figura 3.12 – Corpos de provas sendo pré-usinados.....	30
Figura 3.13 - Direções de Forças na usinagem.	31
Figura 3.14 - Análise da medição de força de corte na direção F_x – F_y e F_z considerando a frequência de trabalho 2k Hz para (F_x e F_y) e 3,5kHz (F_z), aquisição de 4000 Hz.	32
Figura 3.15 - Microdurometro Emco-Test	33
Figura 4.1 – Curvas experimentais de resfriamento da liga Al 0,4% Nb.....	34
Figura 4.2 - Curvas experimentais de resfriamento da liga Al0,8%Nb.....	35

Figura 4.3 - Posição a partir da interface metal/molde em função do tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i> da liga AL0,4%Nb e a AL0,8%Nb	36
Figura 4.4 - Comparação das velocidades das isotermas <i>liquidus</i> em função da posição para as liga em estudo.	37
Figura 4.5 – Comparação da taxa de resfriamento em função da posição.	38
Figura 4.6 - Comparação dos gradientes térmicos em função da posição para as ligas em estudo.....	38
Figura 4.7 - Evolução dos valores do espaçamento dendrítico λ_1 e leis experimentais: AL0,4%Nb e AL0,8%Nb.	43
Figura 4.8 - Evolução dos valores do espaçamento dendrítico λ_2 e leis experimentais: AL0,4%Nb e AL0,8%Nb.	43
Figura 4.9 - Comparação entre intensidades de força de corte das ligas solidificadas unidirecionalmente	47
Figura 4.10 - Força total de usinagem comparando as ligas AL0,4%Nb e a AL0,8%Nb.....	49
Figura 4.11 - Gráfico da dureza em função da posição.....	49
Figura 4.12 – Gráfico da dureza em função do espaçamento dendrítico primário.....	50

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química do alumínio e Nióbio comercialmente puros.....	20
Tabela 3.2 - Especificações técnicas da pastilha de corte utilizada.....	30
Tabela 4.1 - Microestruturas dendríticas das seções transversais das ligas Al-0,4%Nb e Al-0.8%	39
Tabela 4.2 - Microestruturas dendríticas das seções longitudinais das ligas Al-0,4%Nb e Al-0.8%	41
Tabela 4.3 - Médias de força Fx, Fy e Fz por Altura de Posição da liga AL0,4%Nb.....	45
Tabela 4.4 - Desvio Padrão da liga AL0,4%Nb	46
Tabela 4.5 - Médias de força Fx, Fy e Fz por Altura de Posição da liga AL0,8%Nb.....	46
Tabela 4.6 - Desvio Padrão da liga AL0,8%Nb	47
Tabela 4.7 - Diferença em porcentagem da força de corte através da quantidade de soluto...	48
Tabela 4.8 - Diferença em porcentagem da força total de corte.....	48

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Letras Latinas

C_f	Composição final do líquido	[% peso]
C_0	Concentração nominal da liga	[% peso]
C_S	Percentagem de soluto na fase sólida em equilíbrio	[% peso]
DL	Difusividade de soluto no líquido	$[m^2/s]$
G_L	Gradiente de temperatura em frente à isoterma <i>liquidus</i>	$[K/m]$
H	Coefficiente de transferência de calor molde/ambiente	$[W/m^2 \cdot K]$
H_{amb}	Coefficiente de transferência de calor metal/molde	$[W/m^2 \cdot K]$
K	Condutividade Térmica	$[W/m \cdot K]$
K_o	Coefficiente de redistribuição de soluto	[Adimensional]
M	Parâmetro material/molde	[Adimensional]
P	Posição de cada termopar no lingote direcional	[mm]
R^2	Coefficiente de linha tendência	[Adimensional]
T	Temperatura	[K]
T_o	Temperatura ambiente	[K]
T_f	Temperatura de fusão	[K]
T_S	Temperatura das isoterms <i>lidus</i>	[K]
T_V	Temperatura do vazamento	$[^{\circ}C]$
\dot{T}	Taxa de resfriamento	$[K/s]$
S_L	Posição da isoterma <i>liquidus</i>	m
T_L	Temperatura isoterma <i>liquidus</i>	$[^{\circ}C]$
t_L	Tempo local de solidificação	$[m/s]$
V_L	Velocidade da isoterma <i>liquidus</i>	$[m/s]$
V_S	Velocidade da isoterma <i>solidus</i>	$[W \cdot s^{1/2}/m^2 \cdot K] =$
G	Aceleração da gravidade	$[m/s^2]$

Letras Gregas

ΔT_v	Superaquecimento	[K]
ΔT	Super resfriamento	[K]
A	Difusividade térmica	[m ² /s]
λC	Espaçamento celular	[μ m]
λ_1	Espaçamento dendrítico primário	[μ m]
λ_2	Espaçamento dendrítico secundário	[μ m]
λ_3	Espaçamento dendrítico terciário	[μ m]
P	Massa específica	[kg/m ³]

Subscrito

L	Líquido
M	Molde
S	Sólido
S/L	Sólido/Líquido

Abreviações

Asc.	Ascendente
Des.	Descendente
EDP	Espaçamento Dendrítico Primário
EDS	Espaçamento Dendrítico Secundário
HV	Vickers Hardness (Dureza Vickers)
LPM	Litros por minutos
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
SRC	Super resfriamento constitucional
Pc	Profundidade de corte
Lub	Refrigeração

Siglas

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
UNB	Universidade de Brasília
Ft	Força total de usinagem
Fx	Força de avanço
Fy	Força passiva
Fz	Força de corte
Hz	Frequência

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	10
1.2 Objetivos	12
1.2.1 Geral.....	12
1.2.2 Objetivos específicos	12
2 REVISÃO DA LITERATURA	13
2.1 Considerações sobre ligas	13
2.2 Solidificação	13
2.2.1 Solidificação unidirecional ascendente.....	15
2.2.2 Solidificação unidirecional vertical descendente.....	16
2.2.3 Parâmetros térmicos de solidificação.....	17
2.3 Tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i>	19
2.3.1 Velocidade da isoterma <i>liquidus</i>	19
2.3.2 Taxa de resfriamento (T).....	19
2.3.3 Gradiente térmico	20
2.4 Microestrutura	20
2.5 Aspectos gerais da usinagem	22
2.5 Processo de usinagem	23
2.6 Fatores que influenciam as forças de usinagem	24
2.7 Força de usinagem	25
2.8 Força de corte	26
3 MATERIAIS E MÉTODOS	18
3.1 Fabricação das ligas AL 0,4% NB e AL 0,8% NB	18
3.2 Cálculos estequiométricos, cortes e pesagens	19
3.2.1 Lingoteira.....	21
3.2.2 Determinação da solidificação e realização do experimento	22
3.3 Variáveis térmicas experimentais	24
3.4 Preparação dos CP's	27
3.4.1 Ensaio usinagem.....	29
3.4.2 Pré-usinagem dos corpos de prova	30
3.4.3 Montagem do dinamômetro	30
3.4.4 Força de usinagem	31
3.4.5 Análise dos parâmetros de usinagem	32
3.5 Ensaio de microdureza	33

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	34
4.1 Variáveis térmicas.....	34
4.2 Microestrutura	39
4.3 Força de corte.....	44
4.4 Comparação entre forças de corte (Fc) da liga AL0,4%Nb e a liga AL0,8%Nb	47
4.4 Força de usinagem	48
CONSIDERAÇÕES FINAIS	51
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	53
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	54
ANEXOS.....	65

1 INTRODUÇÃO

A exigência do mercado por tecnologias que aumentem o desempenho mecânico à elevada eficiência e baixo custo de manutenção conduziu à necessidade de serem desenvolvidos materiais capazes de satisfazer determinadas propriedades, tais como elevada resistência mecânica e baixo peso específico. Tais características fazem as ligas de alumínio muito interessantes para o uso na construção civil, nas indústrias automotivas e aeronáuticas.

Nesse sentido, diversos sistemas de liga têm sido estudados e desenvolvidos com esse propósito ao longo dos últimos anos, destacando-se nesse contexto as ligas à base de alumínio por conta das suas características físico-químicas, baixo peso específico, boa resistência à corrosão, elevadas condutibilidades elétrica e térmica além da capacidade do alumínio em combinar-se com a maioria dos metais de interesse para a engenharia, possibilitando a obtenção de características tecnológicas em conformidade com a aplicação do produto final.

Essas características atraem o desenvolvimento de pesquisas direcionadas ao desenvolvimento de ferramentas, que permitam projetar níveis de propriedades mecânicas em função de parâmetros microestruturais. De acordo com Santos (2015), destas ferramentas, a solidificação que transforma a fase líquida em sólida é provavelmente a transformação de fase mais importante em aplicações de materiais de ciência e engenharia.

Atualmente grande parte dos conceitos e métodos desenvolvidos em apoio à pesquisa de solidificação, que é o principal fenômeno que ocorre durante a fundição, pode ser aplicada em escala industrial, permitindo uma melhoria visível na qualidade das peças fabricadas, tornando os estudos de solidificação uma ferramenta poderosa pelo seu potencial econômico (FERREIRA, et al, 2017).

Estudos revelam que a adição de Nb em ligas ferrosas interfere diretamente nas propriedades mecânicas da liga, elevando o limite de resistência mecânica, a resiliência, e a dureza do material. Nestes estudos, as análises das microestruturas, revelaram o refino da estrutura com adições de 3 ou 5% de Nb sendo este o principal motivo indicado para o aumento das propriedades mecânicas (GHATEI KALASHAMI et al., 2017; GÜNDÜZ et al., 2016; RUAN et al., 2016; YILDIRIM; AKDENIZ; MEKHRABOV, 2016).

A literatura indica que a estrutura final da liga e as propriedades dependem do controle das variáveis térmicas de solidificação como a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L), a taxa de resfriamento (T_L) e o gradiente de temperaturas (G_L). Desta forma, o tamanho e a morfologia dos grãos, aliado aos espaçamentos dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2), distribuição de porosidade, produtos segregados e outras fases são dependentes das variáveis térmicas e por consequência irão definir as propriedades

mecânicas, de resistência à corrosão e, de resistência ao desgaste das ligas de metálicas (Gomes,2013; Goulart, 2010; Dantas, 2014, Silva, 2017), MISRA, et al, 2015.

Estudos realizados por Silva (2017) também demonstraram que as adições de Nióbio no alumínio puro, obtêm-se estruturas mais refinadas, o que explica as melhoras nas propriedades mecânicas.

Segundo Paulino, (et al, 2017) no processo de usinagem no monitoramento da potência de corte é importante na influência do acabamento superficial da peça usinada, conhecer as forças atuantes sobre a cunha cortante da ferramenta e o estudo de seus componentes é extremamente importante, pois através delas pode-se estimar a potência necessária para realização do corte. Existe também uma relação delas com o desgaste da ferramenta, podendo ter influência na viabilidade econômica do processo, como: evitar o super dimensionamento das máquinas, custos elevados desnecessários do equipamento e de não possuir potência suficiente para o processo destinado (MACHADO, et al, 2011).Com o estudo das forças de usinagem e possível a otimização dos parâmetros de corte e assegurar um melhor acabamento, maior vida da ferramenta e menor gasto de energia.

Segundo Machado (et al, 2011), no torneamento a força de usinagem (F_u) é composta de três componentes básicas que são: Força de corte (F_z), Força de avanço (F_x) e Força passiva (F_y), agindo diretamente na cunha de corte da ferramenta, conseqüentemente atingindo a estrutura da máquina-ferramenta.

O presente trabalho tem como principal objetivo correlacionar a força de corte em um processo de usinagem por torneamento, com a microestrutura obtida com diferentes variáveis térmicas para duas ligas de alumínio com adição de 0,4% e 0,8% de nióbio. Os resultados encontrados são apresentados e discutidos nesta dissertação que está estruturada em cinco capítulos descritos abaixo.

No primeiro capítulo, faz-se uma breve introdução a respeito da importância das ligas de alumínio, no contexto da solidificação e das definições dos processos de usinagem e define os objetivos deste trabalho.

O segundo capítulo trata da revisão da literatura sobre a solidificação, variáveis térmicas, microestrutura, assim como o processo de torneamento e os esforços de usinagem nele envolvidos. Buscou-se apresentar os resultados encontrados na literatura sobre os temas abordados nesta dissertação.

No terceiro capítulo são apresentados os materiais e métodos adotados para o desenvolvimento da dissertação. É apresentada a descrição do objeto de estudo, a metodologia e as técnicas utilizadas nas atividades desta pesquisa.

Já no quarto capítulo estão detalhados os resultados obtidos e as discussões destes. Neste tópico são apresentadas as principais contribuições da investigação.

No quinto capítulo são expostas, de forma sintetizada, as principais conclusões a respeito do objeto estudado, bem como algumas sugestões para trabalhos futuros, ressaltando as principais inferências que esta investigação pode trazer ao campo acadêmico.

Finalmente, são apresentadas as referências e os anexos utilizados durante a execução da pesquisa.

1.2 Objetivos

1.2.1 Geral

O presente trabalho tem como principal objetivo correlacionar a força de corte em um processo de usinagem por torneamento com a microestrutura bruta de fusão obtidas em posições diferentes do bloco alumínio-nióbio, usando a solidificação unidirecional ascendente vertical.

1.2.2 Objetivos específicos

- Obter lingotes do alumínio puro, com adição de 0,4 e 0,8% de nióbio através do processo de solidificação unidirecional vertical ascendente "*in situ*" sistema metal molde/instrumentados;
- Determinar os parâmetros térmicos de solidificação com velocidades, gradientes térmicos e taxas de resfriamentos;
- Comparar os valores das microestruturas por Coutinho (2018) e Silva, (2017) das ligas Al0,4%Nb e Al0,8%Nb;
- Correlacionar os espaçamentos dendríticos primários (λ_1) e secundários (λ_2) com a posição 10 mm, 14 mm, 18 mm, 22 mm, 27 mm e 35 mm de cada bloco solidificado (Al0,4%Nb e Al0,8%Nb);
- Obter os parâmetros de torneamento com equipamento instrumentado para análise das forças na direção dos eixos "Fx", "Fy", "Fz e Fu";
- Correlacionar parâmetros térmicos com a microestrutura;
- Correlacionar (λ_1) e (λ_2) com a força total de corte(F_t);
- Correlacionar a microdureza com a microestrutura.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Considerações sobre ligas

O alumínio é o metal mais jovem usado em escala industrial, sendo o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre. O autor Diógenes (2011), nos diz que, pelo fato do alumínio possuir as melhores combinações possíveis para se reunir em uma liga, este se caracteriza como um dos materiais mais versáteis existentes, quando se trata de engenharia, arquitetura ou indústria em geral.

O nióbio também demonstra uma importância com aplicação na produção de ligas metálicas proporcionando o seu elevado ponto de fusão, boa resistência ao ataque de ácidos e supercondutividade em temperaturas elevadas (MENDES, 2005). O Brasil possui as maiores reservas de nióbio do mundo (MOTTA, 2013; OLIVEIRA, 2016), ainda, sua demanda interna é pequena devido à baixa tecnologia para o seu tratamento e processamento, realizando a venda o mineral a preço baixo, o que tem incentivado discussões acerca do assunto (ALVARENGA, 2013; OLIVEIRA, 2016).

Analisando as propriedades mecânicas em altas temperaturas de ligas com adição de Nb, usadas estruturalmente, podendo obter o melhor desempenho pelo processamento de solidificação rápida em condições de super-resfriamento. O processo pode ser realizado na aplicação das microestruturas mais finas e mais homogêneas, proporcionando alterações no caminho da solidificação e reduzir a formação de fases frágeis (MUNITZ; GOKHALE; ABBASCHIAN, 2000).

O estudo de ligas como Ni-Ti-Nb-Al demonstram que com o processo de fundição do alumínio promove a difusão do Nb (WANG, et al., 2017). O nióbio em ligas Fe-Al-Nb apresenta que houve refinamento da estrutura e devido a essa estruturação houve uma melhora na microdureza Vickers do material de 515 para 546 HV (RUAN, et al, 2016).

Neste trabalho a liga (alumínio - nióbio) será feita através da solidificação por super resfriamento.

2.2 Solidificação

A produção de produtos metálicos envolve, necessariamente, o processo de solidificação em alguma etapa de sua fabricação. A solidificação consiste fundamentalmente em um processo de extração de calor seguido da transformação de fase líquida para sólida (CAMPOS JR, 2017).

O fluxograma da figura 2.2 apresenta uma sequência dos principais eventos desde a fase líquida até o produto solidificado.

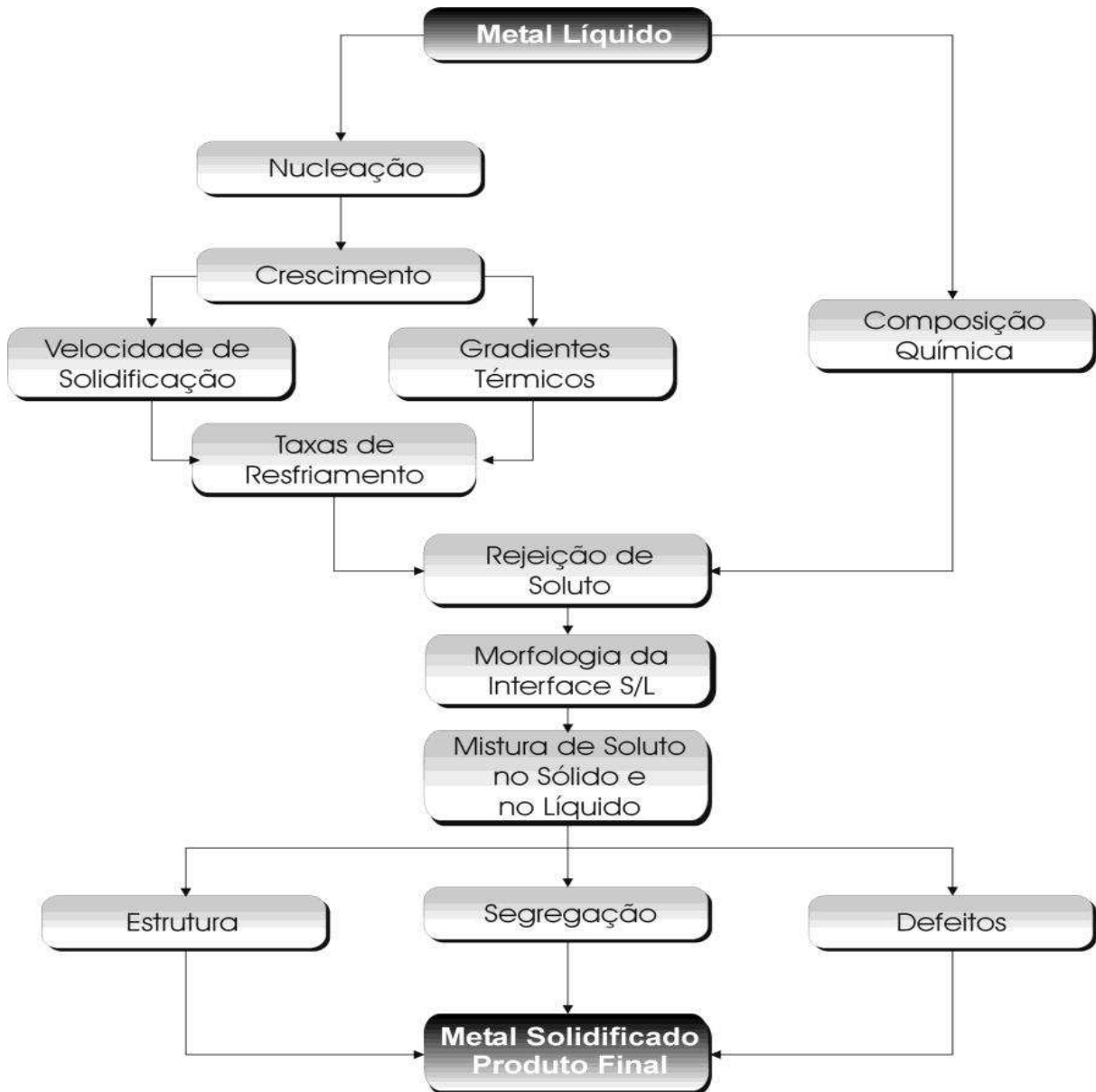


Figura 2.2 - Sequência esquemática dos eventos que caracterizam o processo de solidificação.
Fonte: Garcia (2007).

Conforme exposto, a taxa com que o calor latente é extraído e transferido através do sistema metal/molde, tem relação direta com a velocidade de solidificação e, por conseguinte, com os parâmetros térmicos e estruturais envolvidos na mudança de fase líquido/sólido os quais interferem diretamente nas propriedades mecânicas do produto fundido. Assim sendo, a análise do processo de transferência de calor que ocorre durante a solidificação apresenta uma importância bastante significativa no projeto e controle dos sistemas metal/molde (MOUTINHO, 2012).

A termodinâmica desse processo irá impor uma rejeição de soluto ou solvente devido a um movimento de massas associados à transferência de calor. Essa transferência de calor irá impor condições que determinarão a morfologia de crescimento e o arranjo microestrutural. (GARCIA, 2007).

Essa técnica de solidificação tem sido bastante utilizada em pesquisas de caracterização de aspectos da macroestrutura, da microestrutura e de análise da segregação de soluto. Na solidificação em condições transitórias de fluxo de calor, tanto o gradiente de temperatura (G) quanto à velocidade de deslocamento de interface sólido-líquido ou velocidade de frente de solidificação (VL) variam livremente com o tempo e a posição dentro do metal, situação que ocorre nos processos industriais e que dificulta a modelagem teórica, diante disto, torna-se extremamente importante a avaliação teórico-experimental da influência das variáveis térmicas em condições de solidificação unidirecional transitória, sobre parâmetros da macroestrutura e da microestrutura para sistemas metálicos (GARCIA, 2005).

A solidificação também pode ser investigada experimentalmente na posição unidirecional vertical ascendente, descendente ou até mesmo unidirecional horizontal.

2.2.1 Solidificação unidirecional ascendente

Na solidificação unidirecional ascendente a retirada de calor da liga ocorre na região inferior da lingoteira, ocasionando um resfriamento vertical de baixo para cima, no sentido contrário a gravidade, proporcionando um maior contato entre o lingote e a chapa molde. Este é o dispositivo que será utilizado neste trabalho.

O soluto é rejeitado na frente de solidificação, dependendo do par soluto/solvente, pode ocorrer à formação de um líquido interdendrítico mais denso que o restante do volume global de metal líquido, garantindo assim, do ponto de vista de movimentação de líquido, a estabilidade do processo de solidificação (SPINELLI, 2004), conforme demonstrado na figura 2.3:

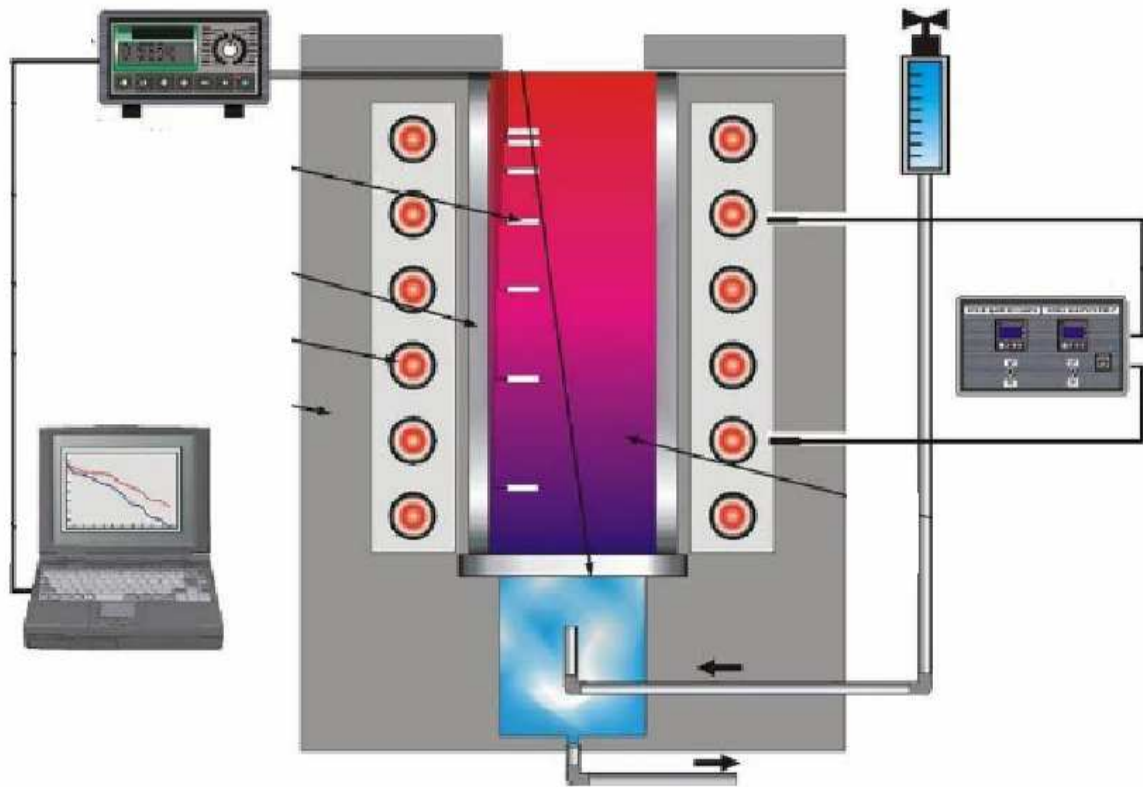


Figura 2.3 - Dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente

Fonte: ROSA (2007).

O líquido mais denso junto à fronteira de transformação sólido/líquido é crescente, visualizando o perfil de temperaturas no líquido em direção ao topo do lingote, sendo que não ocorrem correntes convectivas, nem por diferenças de temperatura, nem por diferenças específicas de massa (ROSA, 2007). Cálculos teóricos e uma análise experimental isentam-se desta variável, pois a transferência de calor dentro do lingote é realizada principalmente por condução térmica unidimensional.

2.2.2 Solidificação unidirecional vertical descendente

No sistema vertical descendente a retirada de calor da liga ocorre na região superior da lingoteira, ocasionando um resfriamento vertical de cima para baixo, nesse sistema a refrigeração ocorre no topo do lingote (CARVALHO, 2016), conforme pode ser observado na figura 2.4:

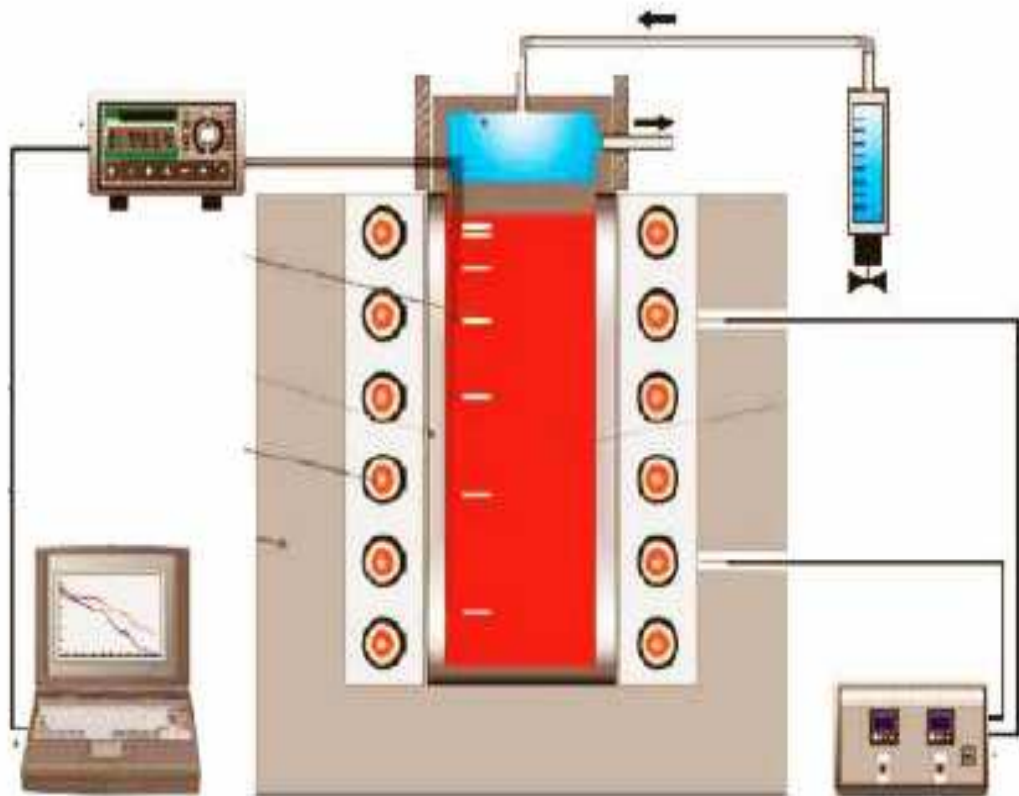


Figura 2.4 - Dispositivo de solidificação unidirecional vertical descendente

Fonte: Goulart (2005).

A solidificação ocorre no mesmo sentido da gravidade, com a força peso atuando no sentido de deslocar o lingote do contato com a base refrigerada, proporcionando um maior aumento na resistência da passagem de calor no sistema de resfriamento, ocorrendo influência de correntes convectivas sobre a estrutura de solidificação.

2.2.3 Parâmetros térmicos de solidificação

As condições termodinâmicas do processo, as características do diagrama de fases e a composição da liga irão impor uma rejeição de soluto ou solvente à frente da interface sólido/líquido. Segundo Brito (2016), dependendo da capacidade de extração de calor pelo molde, o processo ocorrerá com maior ou menor intensidade com influência direta das taxas de resfriamento. Essa constante transferência de calor e de massa proporcionará condições que definirão a morfologia de crescimento e a subsequente microestrutura.

A transferência de calor pode ser por condução, convecção, por radiação e por transferência de calor newtoniana (GARCIA, 2007), conforme se observa na figura 2.5:

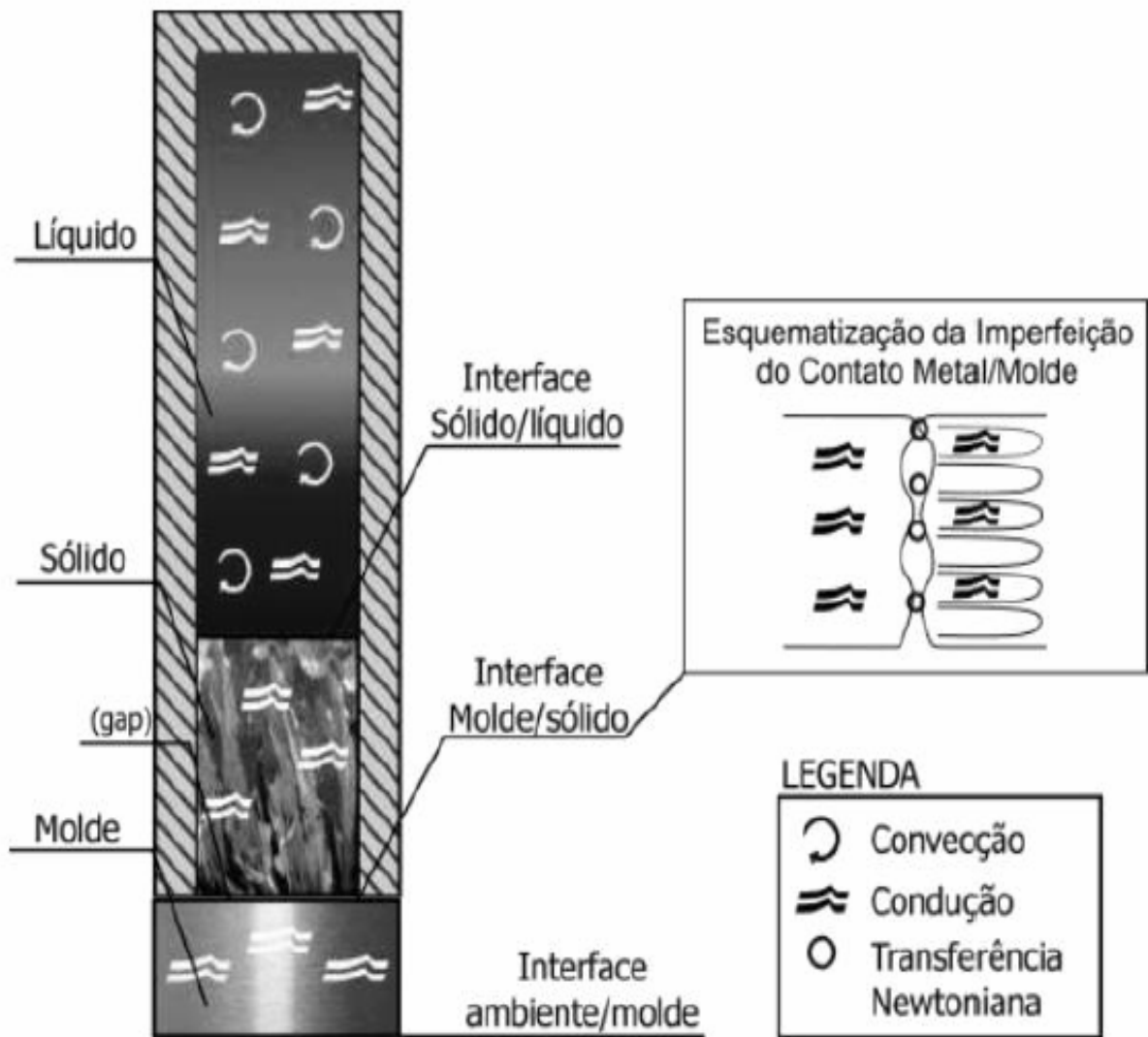


Figura 2.5 - Tipos de transferência de calor ao longo da solidificação.

Fonte: Filho (2016).

A condução térmica consiste na transferência interna de calor devido ao gradiente de temperatura; a convecção está relacionada ao contato com correntes de fluido em circulação; a radiação associada à perda de calor para o meio externo, enquanto que a transferência de calor newtoniana é resultado da resistência térmica metal/molde devido à afinidade físico-química entre este sistema e a rugosidade interna do substrato.

Com isso, a indústria metalúrgica busca realizar estudos de solidificação de metais e ligas em sistemas metal/molde, onde se busca determinar as condições térmicas, para que se atendam as propriedades e qualidades exigidas para a peça, minimizando prejuízos no processo de produção. Existem variáveis significativas para o controle da solidificação, essas são conhecidas como variáveis térmicas e serão detalhadas a seguir.

2.3 Tempo de passagem da isoterma *liquidus*

Conforme descrito por Silva (2017), o tempo de passagem é obtido a partir da intersecção de uma horizontal indicativa de cada temperatura *liquidus* (TL) com a curva de resfriamento para cada posição dos termopares (P), sendo que, a partir da TL da liga analisada traça-se uma reta paralela ao eixo dos tempos. Pelas intersecções dessa reta com as curvas de resfriamento em sequências, em cada uma das seis posições, têm-se os tempos correspondentes. Definem-se estes tempos, como sendo de passagem da isoterma *liquidus* em cada posição monitorada pelos termopares.

Os dados são ajustados através do software Labview pelo método dos mínimos quadrados, desenvolvendo uma função $P(t) = a.t^b$, podendo gerar uma curva que representa deslocamento desta isoterma em todo o lingote em que ocorreu a solidificação (DANTAS, 2014; NASCIMENTO, 2017).

2.3.1 Velocidade da isoterma *liquidus*

(V_L) - A velocidade da isoterma *liquidus* representa a rapidez com que a frente de solidificação avança ao longo de todo o material, essa velocidade vai se reduzindo ao se aproximar do final do molde, fato que se deve ao aumento da resistência térmica ocasionada pela camada solidificada, que reduz a transmissão de energia do material. A velocidade isoterma *liquidus* é representada pela razão entre a medida deslocada da frente de expansão pelo tempo transcorrido, sendo a Equação 1:

$$V_L = \frac{dP}{dt} = f(\epsilon) \quad (1)$$

2.3.2 Taxa de resfriamento (T)

A taxa de resfriamento representa a diminuição da temperatura em função do tempo, ou seja, quanto calor está sendo extraído do lingote em um determinado tempo do processo de solidificação, conforme Equação 2:

$$T = \frac{dT}{dt} \quad (2)$$

Obtendo-se o controle da taxa de resfriamento é possível prever a velocidade de solidificação, e com isso, o gradiente térmico no metal. Essa taxa de resfriamento é o produto da velocidade de solidificação e do gradiente térmico (GARCIA, 2007; NASCIMENTO, 2017).

2.3.3 Gradiente térmico

O gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido (G_L) indica como a temperatura está distribuída por unidade de comprimento, podendo ser definida em caso unidirecional na forma da Equação 3.

$$G_L = \frac{dT}{dP} \quad (3)$$

Esta variável é a única na qual o processo de solidificação não possui controle, pois ela depende da taxa de resfriamento, do material e de outros fatores. Este gradiente térmico a frente da interface sólida/ líquido, aponta como a temperatura esta distribuída por unidade de comprimento. (GARCIA, 2007).

Segundo Garcia (2011), no processo de solidificação o aumento do gradiente térmico aumenta o surgimento de grãos. O gradiente térmico assim, como a velocidade isoterma *liquidus* decai ao se aproximar no final do molde.

2.4 Microestrutura

Segundo Peixoto (2009) a formação da morfologia microestrutural bruta de solidificação em uma liga metálica está fortemente relacionada com a evolução da interface entre o sólido/ líquido (S/L) durante o processo de solidificação. Essa morfologia microestrutural pode passar da forma plana, própria dos metais puros, para estruturas celulares e dendríticas em decorrência de alterações nos parâmetros térmicos do sistema metal/molde durante a solidificação (GOULART, 2010).

De acordo com Moutinho (2012), o soluto ou o solvente rejeitado provoca uma distribuição não uniforme da concentração do metal líquido segregado nessa interface, o que provoca uma distribuição não uniforme da concentração do líquido à frente da interface, provocando sua instabilidade. A rejeição do soluto ou do solvente ocorrido à frente da fronteira sólido/líquido dá origem a um fenômeno que favorece a nucleação, conhecido na literatura como super-resfriamento constitucional (SRC).

Dependendo do valor do SRC, a instabilidade causada na interface sólido/líquido dá origem a diferentes morfologias que, por ordem crescente desse valor, são denominadas por: planar, celular e dendrítica, conforme o esquema apresentado na figura 2.6:

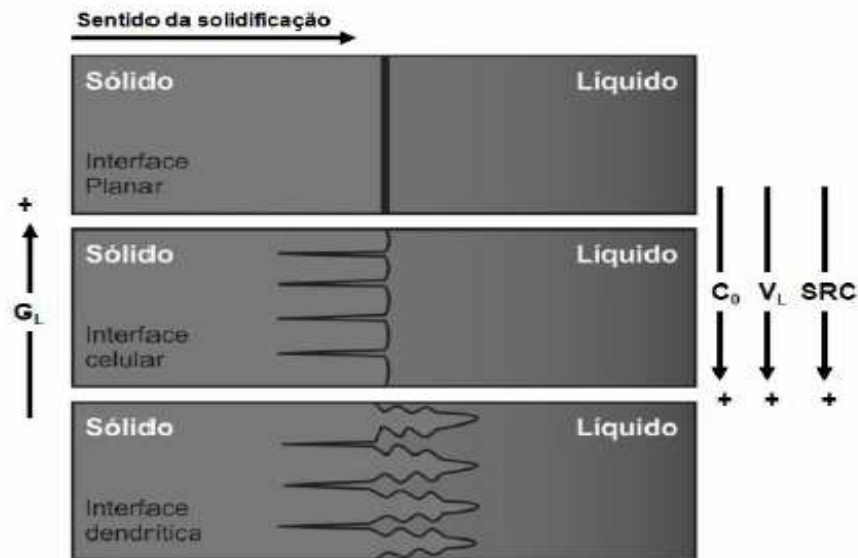


Figura 2.6 – Morfologias planar, celular e dendrítica

Fonte: Adaptado de Garcia (2007)

No entanto, se o gradiente de temperatura do líquido diminuir e a velocidade de avanço da fronteira sólido/líquido aumentar ainda mais, a região de super-resfriamento constitucional será estendida e as células começam a apresentar protuberâncias laterais (ramificações secundárias) que definem a estrutura dendrítica.

De acordo com Garcia (2007) esses fatores cristalográficos podem influenciar a formação deste tipo de estrutura que cresce segundo uma direção cristalográfica preferencial, passando a apresentar uma configuração do tipo “cruz-de-malta”, conforme apresentado na figura 2.7:

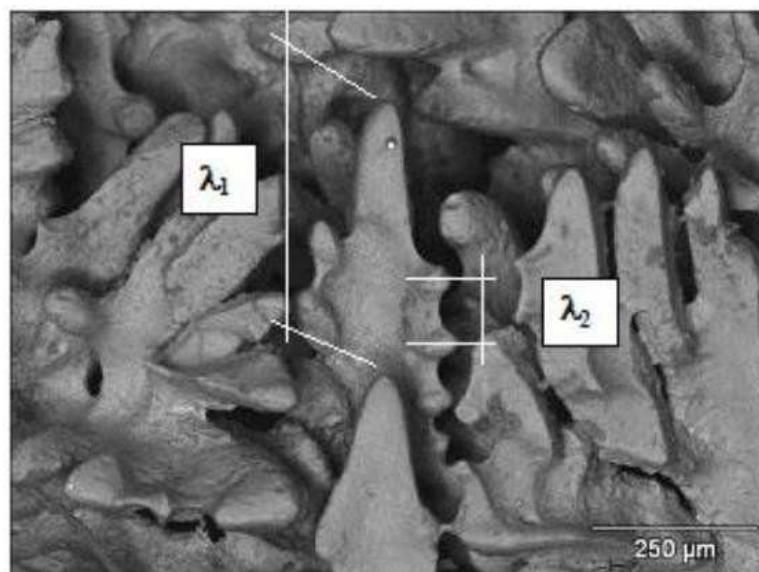


Figura 2.7 - Ramificações interdendríticas primárias (λ_1) e secundárias (λ_2).

Fonte: Goulart (2010).

As distâncias entre os centros de células e as ramificações, também denominadas de braços dendríticos são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos primários e secundários (figura 2.7), esses parâmetros microestruturais quantitativos são utilizados na determinação dos efeitos das variáveis de solidificação sobre a microestrutura formada.

Juntamente com os produtos segregados, porosidade e contornos de grão, constituem o arranjo estrutural responsável pelas características mecânicas resultantes do material, como exposto na figura 2.8 abaixo:

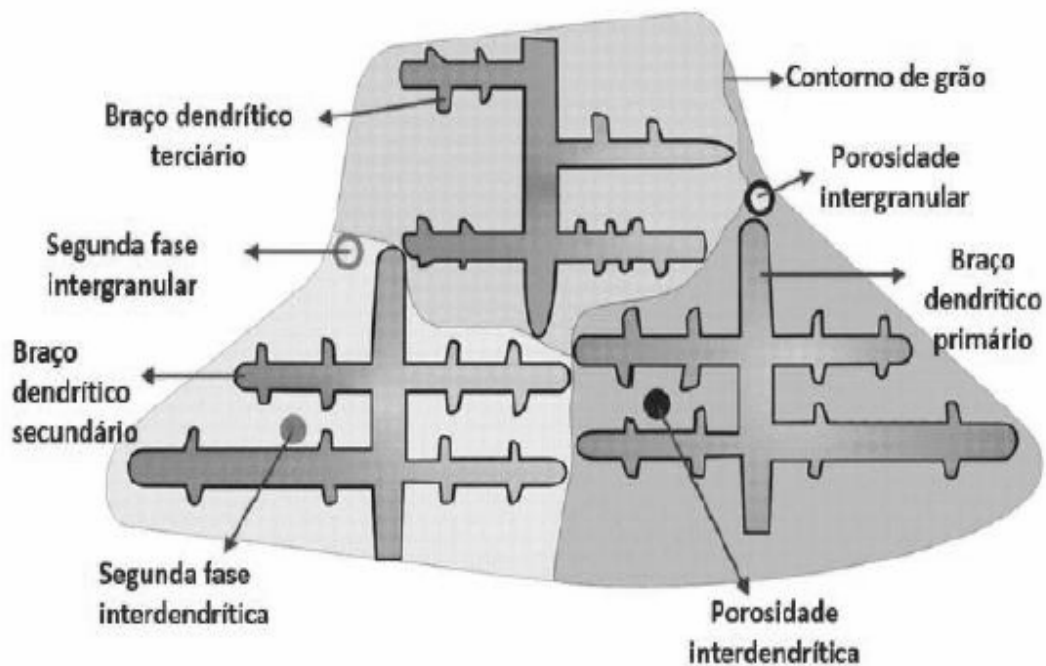


Figura 2.8 - Arranjo estrutural responsável pelas propriedades mecânicas dos materiais fundidos.

Fonte: Modificada de Garcia (2007).

Entretanto, apesar da forte influência do super-resfriamento constitucional, ele não é o único responsável pelas modificações que ocorrem na interface sólido/líquido, a velocidade de solidificação, gradientes de temperatura e taxas de resfriamento também assumem um papel de elevada importância, como apresentado na figura 2.8, acima exposto.

2.5 Aspectos gerais da usinagem

Os processos de fabricação podem ser modelados como um sistema composto de: peça, ferramenta e máquina. O conhecimento da interação entre estes elementos é importante para a utilização econômica da usinagem. O torneamento é uma operação de usinagem que permite trabalhar peças cilíndricas movidas por um movimento uniforme de rotação em torno de um eixo fixo, acontece mediante a retirada progressiva do cavaco da peça a ser trabalhada.

Este processo é recomendado para a usinagem de alumínio e suas ligas, que são materiais que possuem boa usinabilidade se comparados com o aço e ferro fundido. Entretanto, se a presença de silício for maior que 12%, há formação de inclusões duras de silício (*silicato*) e pode influenciar o desgaste das ferramentas e prejudicar também o processo de usinagem (CAVALCANTE, 2010).

Segundo Machado (et al, 2009), o alumínio pode ser usinado a seco, mas as ligas conformadas com alto teor de cobre, necessitam de fluido de corte com alto poder de refrigeração.

Entretanto, um dos empecilhos para usinar alumínio e suas ligas é o controle do cavaco. O alumínio possui uma estrutura de face centrada e facilita que maiores alterações ocorram antes do material se romper, resultando em cavacos contínuos, grossos e resistentes, dificultando o controle do mesmo (SUAREZ, 2008).

2.5 Processo de usinagem

A usinagem é um processo de fabricação por remoção de cavacos. Sendo assim, todo processo em que há uma peça bruta que, após ser removido material em forma de cavaco de seu interior e exterior, formando uma peça com superfícies desejadas, detalhadas e acabadas de forma que satisfaça plenamente ao cliente, é considerado um processo de usinagem (SANTOS; DIAS, 2010).

O torneamento destina-se à obtenção de superfícies de revolução com o auxílio de ferramentas mono cortantes, que se deslocam completamente ao eixo da peça, durante o giro em torno do eixo principal (DOS SANTOS, et al, 2003; FERRARESI, 1977), podendo distinguir-se para dois tipos de corte – o ortogonal e oblíquo, neste trabalho será usado o corte ortogonal. Sendo que a aresta de corte reta move-se perpendicular à direção de corte e a direção do avanço(f) (MACHADO, et al, 2009).

As principais grandezas vetoriais presentes no processo de torneamento são a velocidade de corte, velocidade avanço e profundidade de corte em que x , y e z são vetores unitários, respectivamente, na direção de avanço, perpendicular ao plano de trabalho e na direção de corte. Todos tomados a partir de um ponto de referência localizado na aresta de corte da ferramenta (DINIZ, et al, 2001), exemplificado abaixo na figura 2.9:

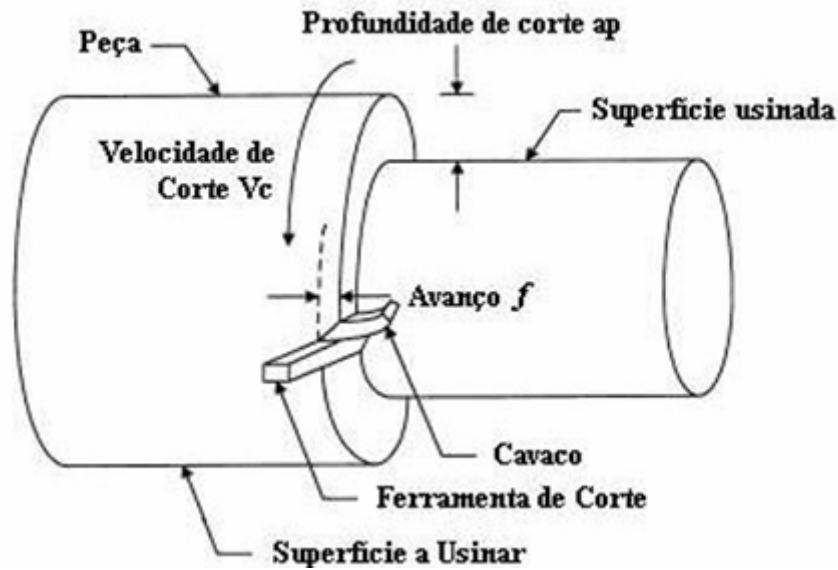


Figura 2.9 - Usinabilidade

Fonte: Machado (et al, 2009).

O estudo de materiais voltado à sua utilização em processos de usinagem é expresso por uma grandeza chamada usinabilidade. Esta característica expressa a facilidade de usinar um material de acordo com determinado critério. Apesar de não ser uma propriedade inerente ao material, a usinabilidade é uma grandeza que qualifica o material a ser usinado de acordo com um determinado critério, que reflete os interesses do usuário. Os critérios de usinabilidade mais usados são o tempo de vida da ferramenta, as forças (e potências) necessárias na usinagem e a rugosidade das peças produzidas por este processo (FERRARESI, 1970; SHAW, 1984; STEMMER, 1985).

2.6 Fatores que influenciam as forças de usinagem

O conhecimento das variáveis que afetam as forças de usinagem é importante para o correto projeto do processo, levando em consideração principalmente os aspectos econômicos envolvidos na usinagem. Como a força de usinagem F_u pode ser separada em três componentes, serão abordados em separado os fatores que afetam a força de corte F_c , F_f e F_p . De forma geral, como o corte dos metais depende da deformação plástica e ruptura por cisalhamento destes, quanto maior a dureza e a resistência do material maior a força de corte (F_c).

E com adição de certos elementos ao material usinado também pode causar alterações na força de corte. A adição de carbono tende a aumentar F_c , enquanto materiais como fósforo,

chumbo, enxofre, alumínio e boro atuam no sentido inverso, motivo pelo qual alguns destes elementos são utilizados nos chamados metais de corte fácil, ou corte livre.

Segundo Machado (et al, 2009), o alumínio pode ser usinado a seco, mas as ligas conformadas com alto teor de cobre, necessitam de fluido de corte com alto poder de refrigeração.

Entretanto, um dos empecilhos para usinar alumínio e suas ligas é o controle do cavaco. O alumínio possui uma estrutura de face centrada e facilita que maiores alterações ocorram antes do material se romper, resultando em cavacos contínuos, grossos e resistentes, dificultando o controle do mesmo (SUAREZ, 2008).

2.7 Força de usinagem

O monitoramento da força de corte na usinagem é muito realizado em pesquisas, sendo que a aquisição de sinal carrega informação sobre o que está ocorrendo no processo de corte. Dessa forma, as forças atuando na ferramenta são um aspecto importante na usinagem, principalmente na área de fabricação de ferramentas de corte, projeto de elementos de máquinas e as vibrações.

A figura 2.10, apresenta um esquema mostrando a força de usinagem atuando numa operação de torneamento e suas componentes de acordo com direções conhecidas:

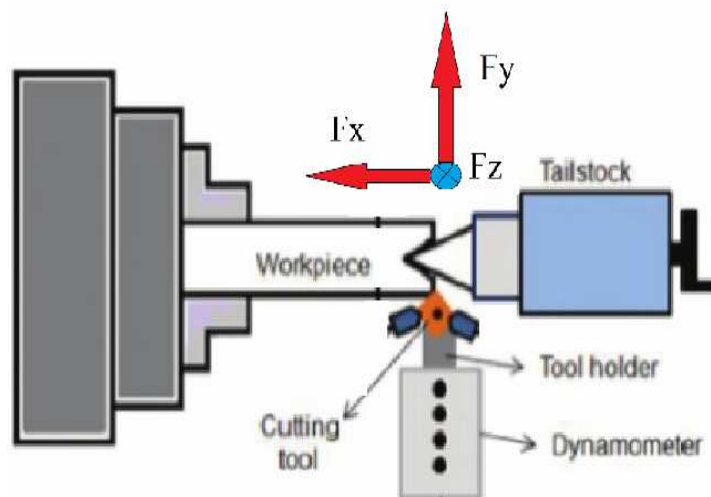


Figura 2.10 – Força de usinagem e suas componentes para processo de torneamento.

Fonte: Adaptada de Marques (2015).

As três componentes da força de usinagem são:

- Força de corte (F_z): é a projeção da força de usinagem na direção de corte. F_z força de corte componente atua na direção de alimentação - componente de alimentação

expressando de força de corte F_f . F_f é usado nos mecanismos de deslocamento de dimensionamento;

- Força de avanço (F_x): é a projeção da força de usinagem na direção de avanço. F_x componente de força de corte age perpendicularmente ao eixo da peça de trabalho - expressando componente radial (passivo) da força de corte F_p . F_p afeta grandemente a precisão dimensional das superfícies usinadas, os desvios geométricos da forma e posição e a rugosidade da superfície usinada;
- Força passiva (F_y): é a projeção da força de usinagem perpendicular ao plano de trabalho. F_y componente de força de corte atua tangencialmente - expressando componente de força de corte F_c . F_c é a base para determinar as condições limitantes na escolha dos parâmetros de corte. Especifica a potência necessária e a quantidade total de calor na zona de corte (MARQUES, 2015).

A força de corte (F_z) no torneamento normalmente é a de maior valor entre as três componentes da força de usinagem no processo de torneamento. Esta força pode ser influenciada por diversos fatores como o material da peça e geometria da ferramenta, condições de interface cavaco-ferramenta, área da seção de corte, velocidade de corte, condições de lubrificação e refrigeração, desgaste da ferramenta, entre outros.

A razão entre os componentes individuais da força de corte é determinada principalmente pela tecnologia de usinagem, condições de corte, geometria e material da ferramenta de corte.

2.8 Força de corte

Em relação à força de corte, o *Scilab* determinou os parâmetros estatísticos dos valores quadráticos, *root meansquare* (RMS), na direção F_x , F_y e F_z , a direção de cada força aplicada é representada pela equação 4 abaixo:

$$X_{rms} = \frac{\sqrt{1}}{N} \sum_{x=1}^N x \quad \sqrt{x^2_1 + x^2_2 + \dots + x^2_N} \quad (4)$$

O valor de RMS para uma coleção de N valores $\{x_1, x_2, \dots, x_N\}$ aplicada na direção da força F_x , F_y e F_z , para uma função variável contínua $f(t)$ definida sobre o intervalo $T_1 \leq t \leq T_2$ o (RMS) é dado pela equação 5:

$$x_{rms} = \sqrt{\frac{1}{T_2 - T_1} \int_{T_1}^{T_2} f^2(t) dt} \quad (5)$$

O (RMS) ao longo do tempo para uma função periódica é igual ao (RMS) de um período da função, uma função ou sinal contínuo pode ser avaliado, tomando o (RMS) de uma série de amostras, igualmente espaçadas no tempo, conforme equação 6:

$$f_{rms} = \sqrt{\lim_{N \rightarrow \infty} \left(\frac{1}{2T} \int_{-T}^T [f(t)]^2 dt \right)} \quad (6)$$

Sendo 't' tempo em segundos (s), 'f' Frequência em Hertz (Hz) e 'a' amplitude (valor de pico positivo e negativo). As determinações das componentes da força de usinagem, comumente, em processos de torneamento, têm sido feitas utilizando-se dinamômetros com sensores piezelétricos (CHAMBERS, 1996; COELHO *et al*, 1995; FUH; WU, 1995; SÁNCHEZ-CARRILERO *et al*, 2002), cujos sinais são amplificados e adquiridos (DAVIM; MONTEIRO BAPTISTA, 2000; LIN *et al*, 2001; MANNA; BHATTACHARAYYA, 2002; TO, *et al*, 1997) com frequência variando entre 1 kHz a 5 kHz (BRAGA *et al*, 2002, LIST *et al.*, 2005; RAO; SHIN, 2001).

A força de corte (F_c) é a responsável pela maior parcela da potência de usinagem, pois realiza a maior parte do trabalho de deformação do material na região de corte (DWIVEDI, *et al.*, 2008), devido seu alto valor e às altas velocidades de corte a que é submetida, comparada à parcela de avanço e à passiva (neste caso a energia é nula, pois ela é perpendicular ao plano de trabalho). Portanto, em muitas situações, é apenas contabilizada como o produto entre a força e a velocidade de corte (MACHADO *et al*, 2009).

Para a usinagem das ligas de alumínio, as forças de usinagem são baixas, comparadas aos aços (KELLY; COTTERELL, 2002) apresentam pressões específicas até 70% menores, contudo, essa diferença não é muito grande entre as ligas de alumínio, dependendo da composição química e das propriedades físicas das ligas (JHONE, 1994).

Ações que minimizem a área de contato cavaco-ferramenta, tais como redução da ductilidade da liga, através da adição de elementos de liga (MILLS; REDFORD, 1983), trabalho mecânico a frio e tratamentos térmicos, tendem a reduzir a força de usinagem (DOS SANTOS, *et al.*, 2003; TRENT; WRIGHT, 2000).

Chambers (1996), durante o torneamento da liga de alumínio A356, verificou que o aumento da dureza provocado pela adição de 15% SiC (reforço), provocou uma redução de 10% na força de corte, pois, provavelmente, apesar de gerar grande abrasividade, deve ter reduzido as áreas dos planos de cisalhamento, principalmente a do secundário.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Fabricação das ligas AL 0,4% NB e AL 0,8% NB

Todo o processo de fabricação das ligas de alumínio-nióbio foram feitas no Laboratório de Materiais e Metalurgia da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília (UnB), localizado no Campus Darcy Ribeiro, visando investigar a influência das variáveis térmicas, microestrutura e propriedades mecânicas com o comportamento da força de corte de ligas de alumínio-nióbio.

As informações sobre a fabricação de ligas e técnicas de análises da microestrutura são importas do trabalho da dissertação do Ildon (SILVA, J. L. S. 2017), e do Maicol (COUTINHO, 2018), pois foram eles que fabricaram as ligas e estudaram os pR metros de solidificação e as estruturas metalográficas(microestrutura).

A sequência experimental para a fabricação das ligas até a pré-usinagem para o ensaio das forças de usinagem utilizadas neste trabalho consiste nas seguintes etapas, conforme posiciona a figura 3.1:

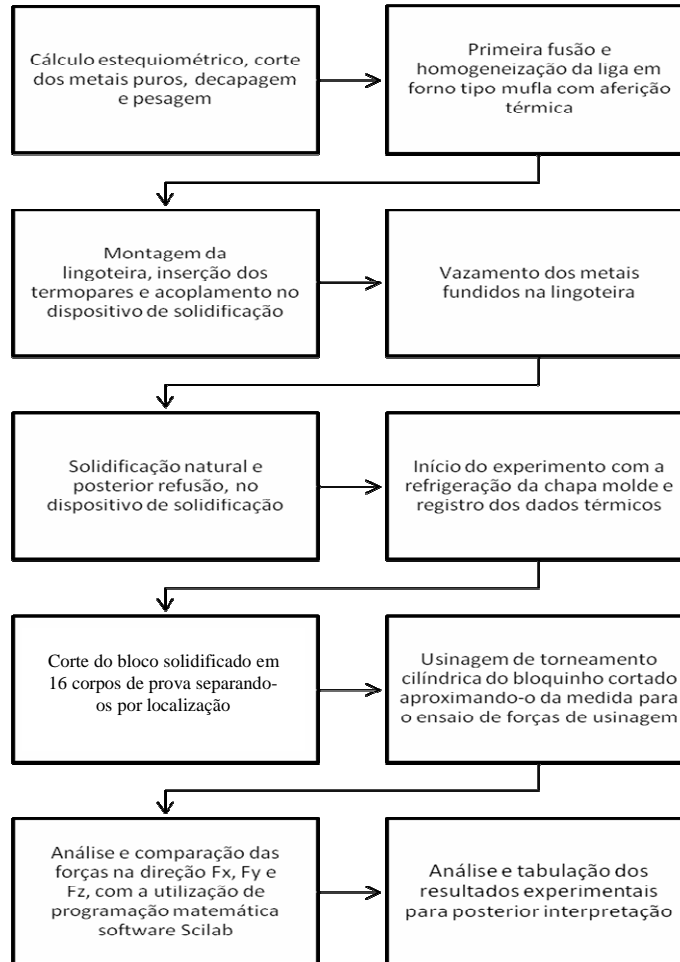


Figura 3.1 – Sequência do procedimento experimental

Fonte: Próprio autor (2018).

Para a fabricação das ligas, foi utilizado o dispositivo unidirecional ascendente vertical, e os elementos alumínio e nióbio comercialmente puros, sendo submetidos ao cálculo estequiométrico com os teores de 0,4% e 0,8% em massa de nióbio para a preparação das ligas.

3.2 Cálculos estequiométricos, cortes e pesagens

Para a realização dos cálculos estequiométricos as amostras de metais foram submetidas a análises quali-quantitativas através de espectrofotometria de fluorescência de raios x por energia dispersiva, EDX-XDF 720 da Shimadzu. Os principais elementos encontrados no alumínio e no nióbio e seus teores estão apresentados na Tabela 3.1. Tais concentrações foram levadas em consideração no balanço de massa, assim como a massa específica do soluto e solvente e o volume da lingoteira. O Anexo I apresenta os cálculos realizados na estequiometria dos metais.

Tabela 3.1 - Composição química do alumínio e Nióbio comercialmente puros

Metal	Composição (% em peso)								
	Al	Nb	Fe	Si	S	Ca	Ho	Ni	Outros
Alumínio	99,40	-	0,23	0,3	0,03	-	-	-	0,04
Nióbio	-	99,46	-	-	-	0,31	0,17	0,06	-

Fonte: Coutinho (2018).

No corte dos materiais foi utilizado a serra de fita circular, fabricação Starrett, modelo St-3720.

Após o corte os materiais foram decapados e pesados em uma balança Balmak, linha Brasil, com resolução de 1 g conforme se demonstra abaixo na figura 3.2:

**Figura 3.2** – Forno tipo mufla

Fonte: Próprio autor (2018).

Após o balanço as ligas foram fundidas em forno tipo mufla fabricada pelo Elektro Therm com temperatura máxima de 1200°C.

3.2.1 Lingoteira

A lingoteira é composta por dois compartimentos, um que atua para refrigerar o local pelo qual a água circula com o objetivo de retirada de calor e outro compartimento desenvolvido para receber a liga no estado líquido, definindo assim as dimensões do lingote.

A representação esquemática do dispositivo de solidificação unidirecional experimental é mostrada na figura 3.3 que é constituída por um sistema de arrefecimento (1, 2 e 3), uma chapa/molde (4) e um lingote (5) onde a mesma é projetada para a retirada de calor unidirecional e ascendente.

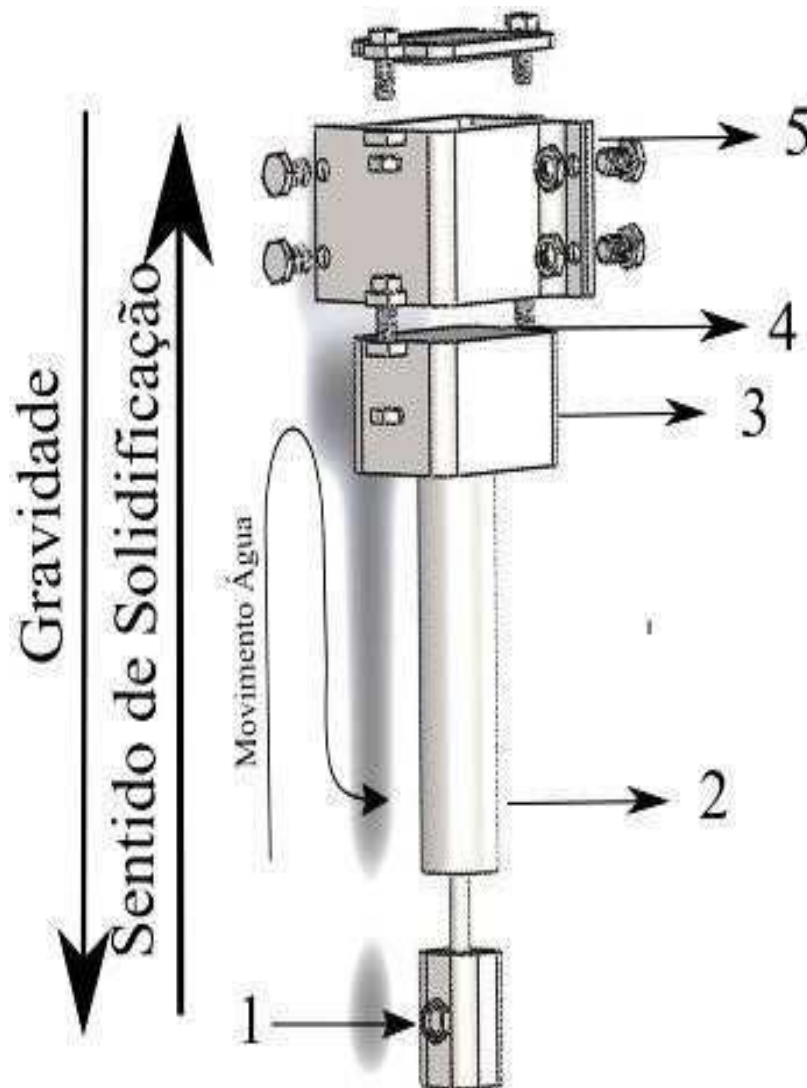


Figura 3.3 – Representação esquemática do dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente.

Fonte: Coutinho (2018).

Considerando o erro relativo aos termopares utilizados, que é da ordem de 2% e a ocorrência da solidificação fora das condições de equilíbrio termodinâmico - uma vez que não houve tempo suficiente para possibilitar os movimentos atômicos por difusão necessários para que toda fase sólida já formada e toda fase líquida remanescente atingissem a composição de equilíbrio para a temperatura que se encontravam considerou-se a estequiometria das ligas válida.

3.2.2 Determinação da solidificação e realização do experimento

Em relação ao procedimento experimental, inicialmente, foi aplicado material refratário de cimento a base de fibra cerâmica sílico-aluminosa QF-180, da Unifrax, nas paredes internas da lingoteira, com exceção da chapa-molde resfriada por água, usada para impedir a interação da liga fundida com a lingoteira e vazamentos do metal líquido entre as conexões, que são fixas por meio de parafusos.

Foram colocados também sete termopares tipo K com isolamento mineral e diâmetro de 1,5 mm da Ecil Temperatura Industrial previamente calibrados e soldados, já que a cada experimento perdem a ponta, foram posicionados na lingoteira a distâncias de 10 mm, 14 mm, 18 mm, 22 mm, 27 mm e 35 mm a partir da chapa-molde, conforme apresentado esquematicamente na figura 3.4.

Para aquisição dos dados utilizou-se uma placa da *National Instruments modelo Hi-Speed USB Carrier*, Ni USB-9162, com configuração que permite leitura e aquisição direta de dados e o *software Labview Gignal Express*, do mesmo fabricante que realiza as medições em tempo real dos termopares e as transforma em dados digitais.

Após o preparo da lingoteira, a mesma foi posicionada no interior do forno, em seguida, foram realizadas as conexões das mangueiras de entrada e saída de água necessária para a refrigeração do lingote. Para que a vazão de água fosse controlada utilizou-se uma bomba modelo BC – 91SSC fabricada pela Shneider Moto bombas, com vazão constante de 7.1 m³/h. De acordo com a figura 3.4, observa-se:



Figura 3.4 - Foto do posicionamento dos termopares no interior da lingoteira.

Fonte: Próprio autor (2018).

Após a fusão e homogeneização da liga, injetou-se gás argônio comprimido durante um minuto, a vazão de 4L/min, com o objetivo de remover gases, como oxigênio, que provoca a formação de porosidade na liga, com isso removeu-se o óxido.

Posteriormente a liga foi vertida na lingoteira, com o metal restante no interior do cadinho, retirou-se uma amostra para realização do ensaio de fluorescência de raios-x, mediante exposição da figura 3.5, observa-se que:



Figura 3.5 - Vertendo o metal líquido dentro da lingoteira.

Fonte: Próprio autor (2018).

Em sequência, o metal foi novamente fundido até atingir uma temperatura superior à estipulada para o início do experimento, temperatura 10% acima da temperatura *liquidus*, onde permaneceu durante 1 hora para a estabilização da temperatura. Sendo assim, aguardou-se a queda de temperatura até a temperatura estipulada para o início do experimento, que é 5% acima da temperatura *liquidus*.

A seguir foi acionada a refrigeração forçada para a retirada de calor da chapa/molde, promovendo o resfriamento até a solidificação do volume total do metal líquido, permitindo o registro térmico.

3.3 Variáveis térmicas experimentais

As variáveis térmicas podem ser determinadas experimentalmente a partir das curvas de resfriamento obtidas através da solidificação, onde os termopares coletam os dados do mesmo. Os procedimentos relacionados à velocidade da isoterma *liquidus* (V_L); à temperatura *liquidus* (T_L) e ao gradiente térmico (G_L) serão descritas a seguir.

Segundo Filho (2013), o tempo de passagem da isoterma *liquidus* é obtido pelos pares ordenados, posição do termopar em relação à chapa/molde e o tempo, obtidos a partir do procedimento experimental. Esses tempos são obtidos a partir da interseção de uma horizontal indicativa de cada temperatura *liquidus* (T_L), com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, ou seja, a partir da T_L da liga analisada traça-se uma reta paralela ao eixo dos tempos conforme figura 3.5.

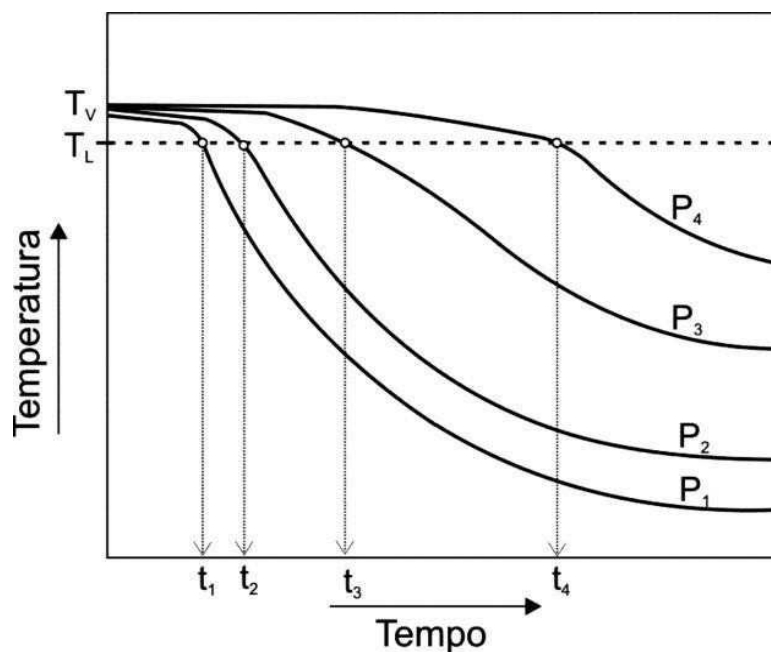


Figura 3.5 - Curva de Resfriamento.

Fonte: Filho (2013).

Obtida o tempo de deslocamento da isoterma liquidus em cada posição do termopar solidificado, usa-se um programa computacional que ajusta matematicamente a equação pelo método dos mínimos quadrados, gerando a função $P(t)=a.t^b$. A figura 3.6 apresenta o gráfico da posição isoterma liquidus em função do tempo.

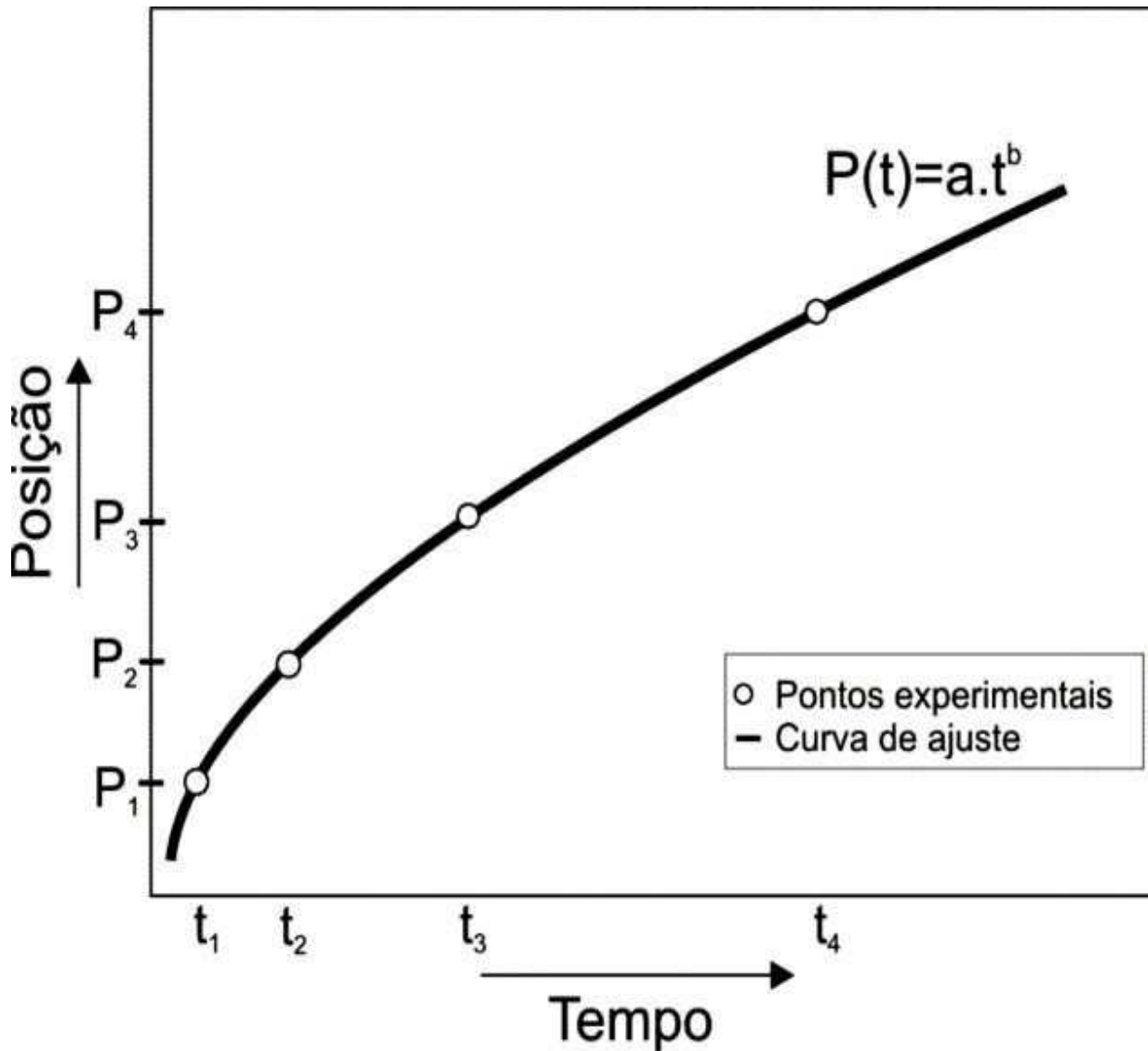


Figura 3.6 - Posição da Isoterma *Liquidus* em função do tempo.

Fonte: Filho (2013).

Já a velocidade da isoterma *liquidus* (V_L) é determinada através da derivada da função $P(t)$ obtida através do programa computacional também, isto é, $V_L = dP/dt$. Aplicando-se a derivada para cada tempo de passagem da isoterma *liquidus*, para cada termopar, obtém-se a velocidade. A figura 3.7 apresenta o desenho esquemático para a obtenção da velocidade da isoterma *liquidus* (V_L) em função da posição.

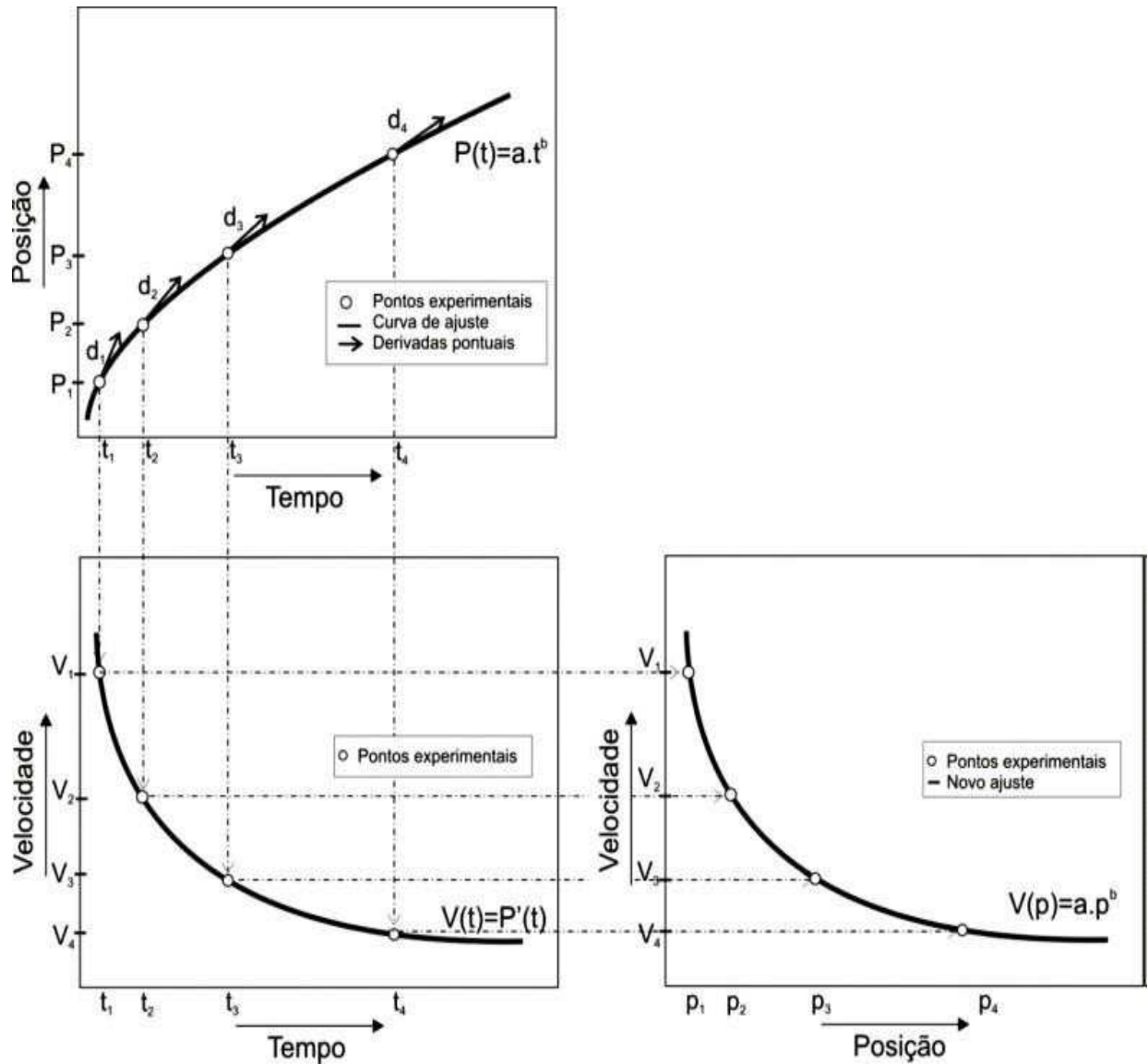


Figura 3.7 - Velocidade da Isoterma *Liquidus*

Fonte: Filho (2013).

A taxa de resfriamento (\dot{T}) relaciona-se a interseção da reta de temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, através do resultado da leitura direta das temperaturas imediatamente antes e depois da T_L e dos termopares correspondentes, ou seja, $\dot{T} = \Delta T / \Delta t$.

A figura 3.8 apresenta o desenho esquemático para a obtenção da taxa de resfriamento em função da posição.

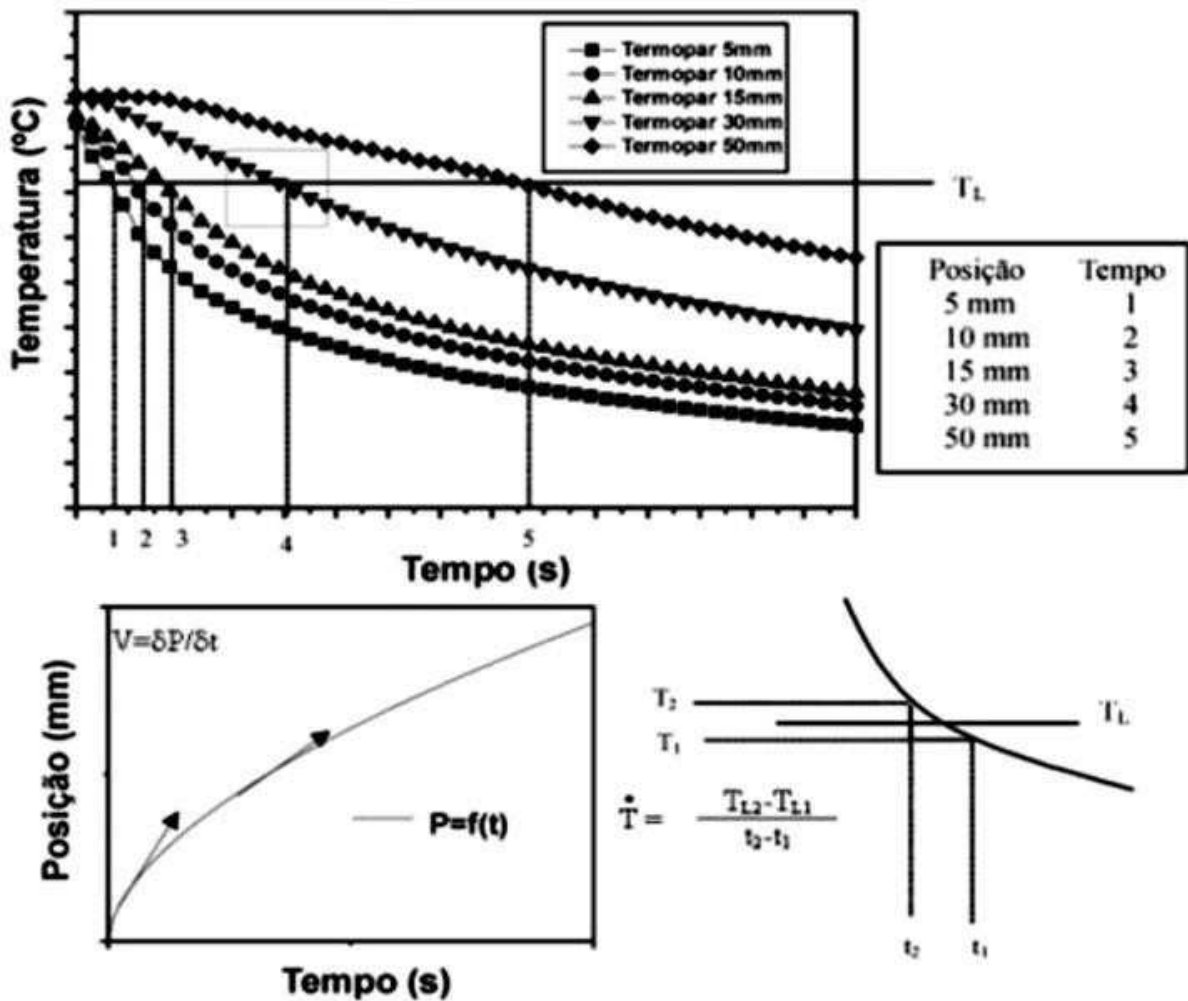


Figura 3.8 - Esquema representativo da obtenção da taxa de resfriamento.

Fonte: Dantas (2014).

O gradiente térmico (GL) é obtido através da equação $GL = \dot{T} / VL$ (GARCIA, 2011). Quando o gradiente térmico é muito alto durante o processo de solidificação, ele assegura a solidificação sequencial ao longo do lingote como também evita que grãos equiaxiais se iniciem em zonas de sub-resfriamento constitucional dentro do líquido fundido (WANG, et al, 2014).

Esse gradiente também reduz a segregação e permite que a temperatura de operação dos materiais sejam maiores (BRUNDIDGE, et al, 2011).

3.4 Preparação dos CP's

As amostras utilizadas para análise microestrutural foram retiradas da parte central do lingote conforme modelo ilustrativo apresentado na figura 3.9, onde possuem melhor direcionalidade, pois nas paredes laterais da lingoteira, ocorre perda de calor.

Os cortes para a análise microestrutural foram feitos nas posições dos termopares 10 mm, 14 mm, 18 mm, 22 mm, 27 mm e 35 mm, transversalmente e longitudinalmente em relação à chapa/molde. Esse procedimento foi realizado numa máquina modelo Secotom-15, fabricante Struers. O disco de corte utilizado foi de 0,8 mm para materiais não ferrosos.

Depois de embutidas às amostras foram lixadas com lixa d'água numa sequência de granulometria de 220 a 2500 μ mesh, para a revelação microestrutural. Para a determinação do espaçamento dendrítico (λ_1 e λ_2), foi realizado um ataque químico, através de uma solução aquosa composta de 2 ml de ácido Fluorídrico, 3 ml de ácido Clorídrico, 5 ml ácido nítrico e 190 ml de água destilada (Keller). Observa-se na figura 3.9, que:

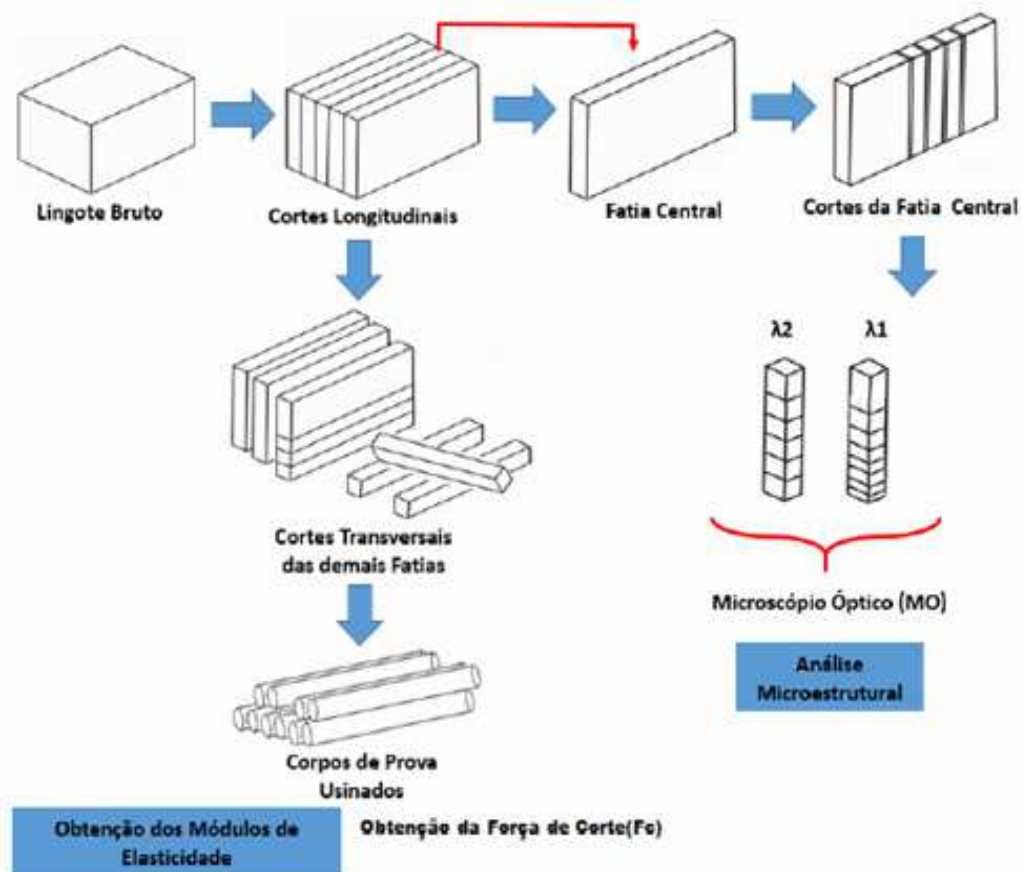


Figura 3.9 - Detalhamento do corte do lingote para obtenção das amostras para análise experimentais.

Fonte: Próprio autor (2018).

Para quantificar as medidas diretas dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1), utilizou-se o método do triângulo através da Equação 2, proposto por Gündüz (2002).

Foram realizadas 50 medidas para cada posição definida, tendo como resultado a média dos valores.

As medidas dos espaçamentos dendríticos λ_2 foram realizadas pelo método da interceptação, foram efetuadas 50 medições para cada posição analisada e no final foram obtidas a média dos valores e o respectivo intervalo de dispersão, conforme figura 3.10:

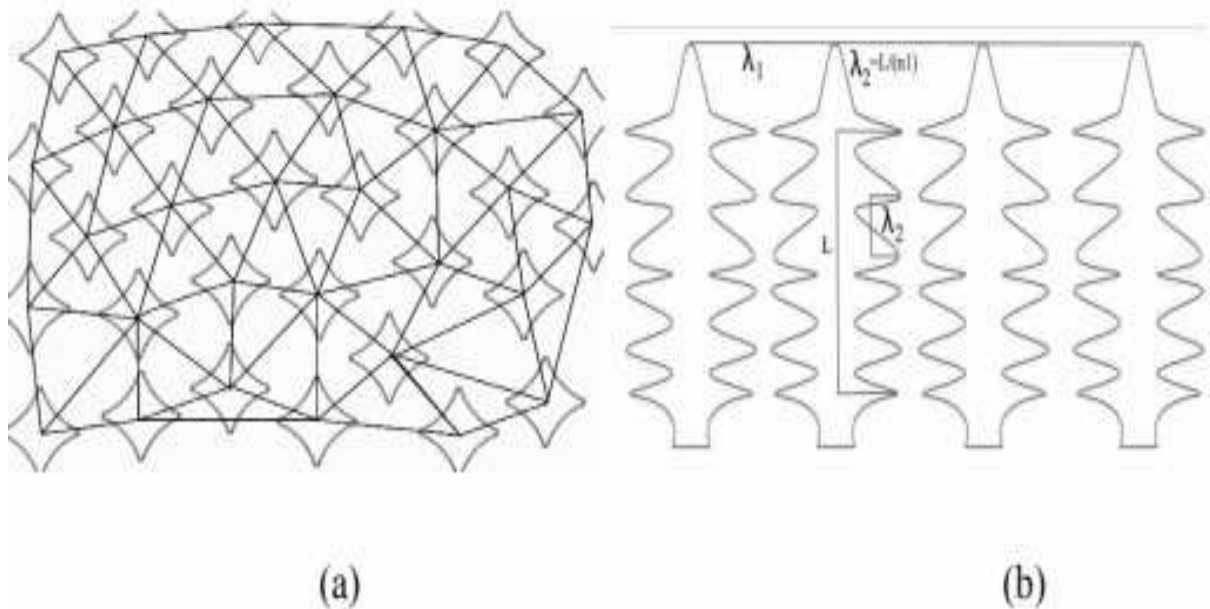


Figura 3.10 - Representação técnica para quantificar os espaçamentos interdendríticos: Espaçamento Dendrítico Primário (λ_1); Espaçamento Dendrítico Secundário (λ_2)

Fonte: Adaptado de Dantas (2014); Faria (et al, 2015); Gündüz (2002).

3.4.1 Ensaios usinagem

Os testes desta pesquisa foram realizados em um torno mecânico paralelo universal da linha NARDINI, modelo NODUS 220, com faixa de rotação 30 a 2360 rpm e com 7,5 CV.

A pastilha de corte utilizada nos corpos de provas foi a ISCAR-VNMS-12: insertos rombos de um lado e 35° , usado para materiais macios e não ferrosos com ângulo de inclinação positivo especial para forças de corte moderadas.

A figura 3.11 demonstra a pastilha de corte utilizada e suas especificidades.

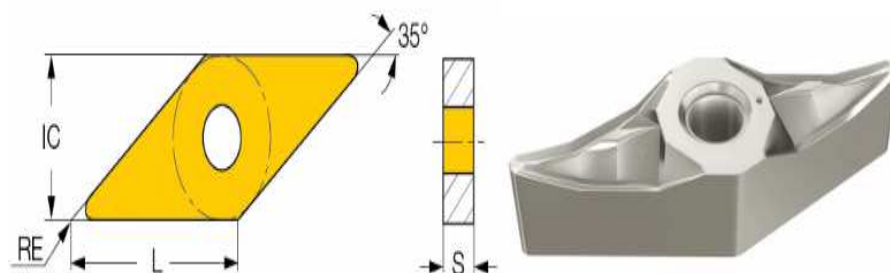


Figura 3.11 – Pastilha ISCAR-VNMS-1

Fonte: Disponível em: <<https://www.iscar.com/eCatalog/>>

Tabela 3.2 - Especificações técnicas da pastilha de corte utilizada

DESIGNAÇÃO DA VIDEA VNMS 160408-12
L 16,60 mm
IC 9,52 mm
S 4,76 mm
RE 0,8 mm
AP (MIN) 1,00 mm
AP (MAX) 3,5 mm

Fonte: Disponível em: <<https://www.iscar.com/eCatalog/>>

O fluido de corte utilizado foi o álcool etílico 70% em abundância (jorro), por causa das altas temperaturas geradas na interface cavaco - ferramenta.

3.4.2 Pré-usinagem dos corpos de prova

Os corpos de prova foram cortados em tarugos com dimensões de 15 x 15 x 105 mm na máquina de corte Secotom - 15, em seguida foram levados ao torno mecânico para o torneamento cilíndrico com diâmetro de 10.2 mm e comprimento de 100 mm. Demonstram-se na figura 3.12 os corpos de provas sendo pré-usinados:



Figura 3.12 – Corpos de provas sendo pré-usinados.

Fonte: Próprio autor (2018).

3.4.3 Montagem do dinamômetro

Foi projetada e fabricada uma base de barra chata de chapa 25,4 x por 190 x 300 mm para fixar o dinamômetro estacionário da marca Kistler Instrumentos, de modo que a ponta da pastilha da ferramenta de corte esteja no centro do bloco.

3.4.4 Força de usinagem

Para a realização do experimento preocupou-se em parametrizar o avanço para 0,05 mm/volta, a profundidade do corte em 2 mm e a rotação do torno para 2360 rpm para todos os corpos de prova. Para avaliar a correlação entre força de corte e a microestrutura.

A medição das forças de corte na direção F_x , F_y e F_z foi realizada através do dinamômetro estacionário ligado ao amplificador de carga modelo 9257 BA marca Kistler Instrumentos, com três componentes a cristal de quartzo para medição dos três componentes ortogonais de uma força, incorporado com amplificador de carga com quatro faixas de medição comutáveis, 0,5kN a 10kN (F_x , F_y , F_z), possui sensibilidade de 10mV/N (F_x e F_y) e 5mV/N(F_z) com a frequência de trabalho 4000 Hz (F_x), (F_y) e (F_z).

Na figura 3.13 são mostradas as direções das forças na usinagem.



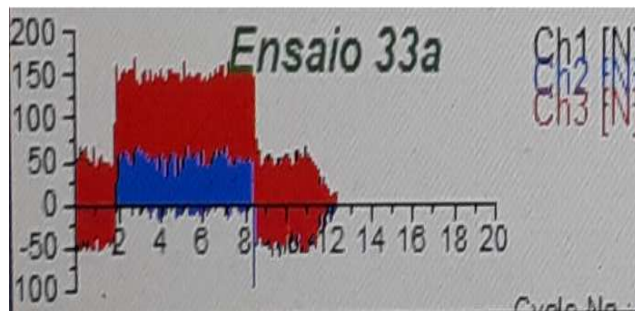
Figura 3.13 - Direções de Forças na usinagem.

Fonte: Próprio autor (2018).

3.4.5 Análise dos parâmetros de usinagem

Segundo afirma Câmara (2008) e Jesus Filho (2006), quanto menor, ainda que para a mesma profundidade de usinagem e avanço por rotação, a pastilha com menor ângulo de posição produz cavacos com menor espessura, podendo eliminar possíveis vibrações.

O *software* Scilab para simulação computacional dos ensaios experimentais e determinação dos parâmetros estatísticos mostra os valores quadráticos médios, *root meansquare* (RMS), das forças de corte na direção F_x , F_y e F_z na direção da força axial de corte. Conforme demonstrado na figura 3.14:



Esta figura representa a simulação computacional dos sinais brutos adquiridos pelo dinamômetro.

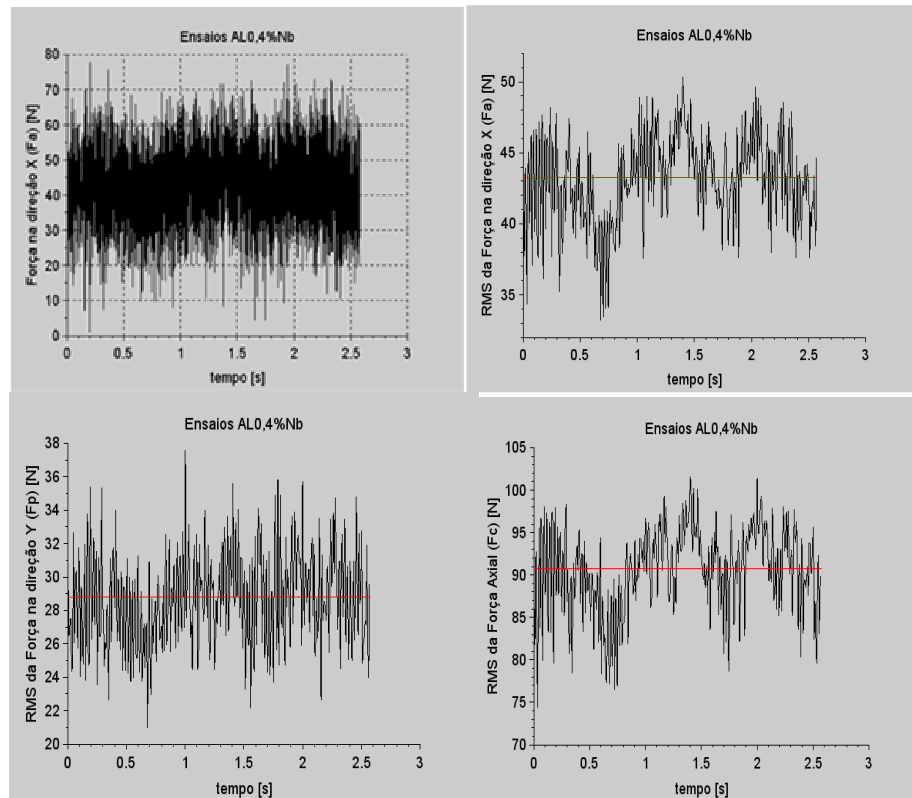


Figura 3.14 - Análise da medição de força de corte na direção F_x – F_y e F_z considerando a frequência de trabalho 2k Hz para (F_x e F_y) e 3,5kHz (F_z), aquisição de 4000 Hz.

Fonte: Próprio autor (2018).

Além disso, o engajamento da aresta de corte no material, a carga ou impacto será menor, gerando maior força axial.

3.5 Ensaio de microdureza

Para o ensaio de microdureza Vickers o equipamento utilizado foi o durômetro Emco-Test modelo Surascan 20, conforme mostrado na figura 3.15, com carga de 50 gf e tempo de aplicação de 15 segundos. Foram realizadas 10 medidas para cada posição, 10 mm, 14 mm, 18 mm, 22 mm, 27 mm, analisada ao longo do comprimento do lingote. A figura 3.15 demonstra o Durômetro Emco-Test



Figura 3.15 - Microdurometro Emco-Test

Fonte: Próprio autor (2018).

Antes das amostras serem levadas ao ensaio de microdureza estas foram preparadas (lixadas, polidas e atacadas quimicamente).

As amostras foram endentadas por um indentador de diamante, na forma de uma pirâmide reta de base quadrada e ângulo de 136° entre as faces opostas.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste tópicos serão apresentados e discutidos os resultados obtidos através dos ensaios experimentais sendo: variáveis térmicas da microestrutura bruta de fusão e medição de força na usinagem no torneamento.

4.1 Variáveis térmicas

Serão analisadas no decorrer desse tópico as curvas de resfriamento obtidas para os lingotes das ligas Al0, 4%Nb e Al0, 8%Nb respectivamente. As curvas obtidas são referentes ao registro da temperatura em decorrência do tempo para cada termopar posicionado ao longo do lingote. Nas figuras tem destaque a temperatura *liquidus* (T_L), em que pode ser analisada a variação entre a liga 651,1°C e 651,27°C. Essa diferença entre as duas T_L está associada na leitura do termopar e o tempo de resfriamento, a retirada de calor é de forma mais eficiente e mais rápida, quando comparado o tempo da passagem da isoterma liquidus para a liga Al0,4%Nb. Conforme demonstrado na figura 4.1:

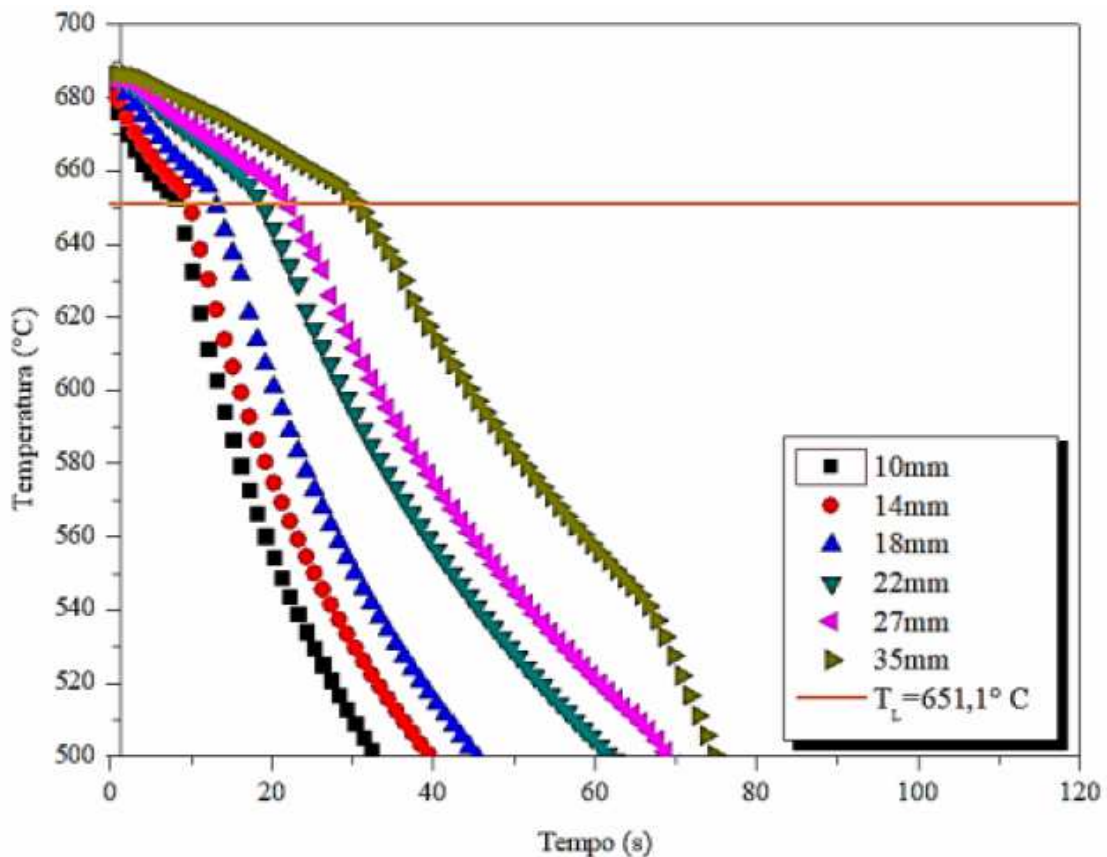


Figura 4.1 – Curvas experimentais de resfriamento da liga Al 0,4% Nb.

Fonte: Coutinho (2018).

Nota-se que antes da solidificação já existe um gradiente térmico no metal líquido, proporcionado pelo dispositivo de solidificação unidirecional ascendente, devido a isso, é usado como referência para a temperatura de início do experimento o termopar mais próximo à chapa/molde, conforme demonstrado na figura 4.2:

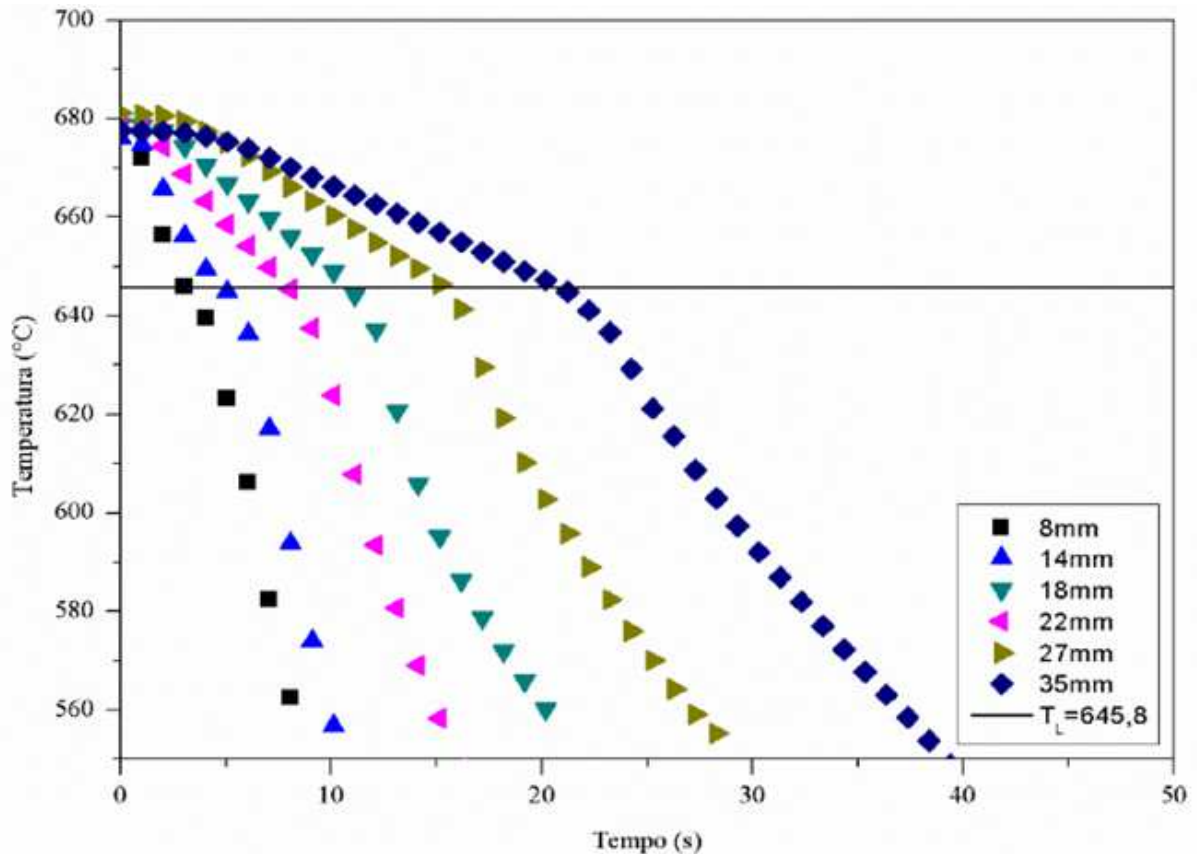


Figura 4.2 - Curvas experimentais de resfriamento da liga Al0,8%Nb.

Fonte: Próprio autor (2018).

As figuras 4.1 e 4.2 apresentam a curva de resfriamento para liga Al0,4%Nb e curvas de resfriamento para a liga Al0,8% Nb. Na legenda são exibidas as alturas dos termopares em relação à chapa/molde, também são apresentados os resultados da aquisição das temperaturas para cada altura ao longo do lingote.

Analisando o resultado experimental das figuras foi possível definir que a liga Al0,4% Nb quando solidificada apresentou tempo menor em função da chapa/molde, proporcionado a difusividade térmica e redistribuição de soluto, sendo importante a análise das curvas de resfriamento, porque através delas foram obtidas as variáveis térmicas correlacionadas com os parâmetros microestruturais brutos de fusão.

Conforme análise das curvas de resfriamento com referência em cada um dos termopares foram obtidas as curvas de posição da isoterma *liquidus*. Na figura 4.3 é apresentado o ajuste em forma de potência ($P=a.t^b$), esta proposta é apropriada para representar a correlação entre T e P, onde o R^2 ficou acima de 0,94 para a liga Al0,4%Nb e acima de 0,98 para a liga Al0,8%Nb.

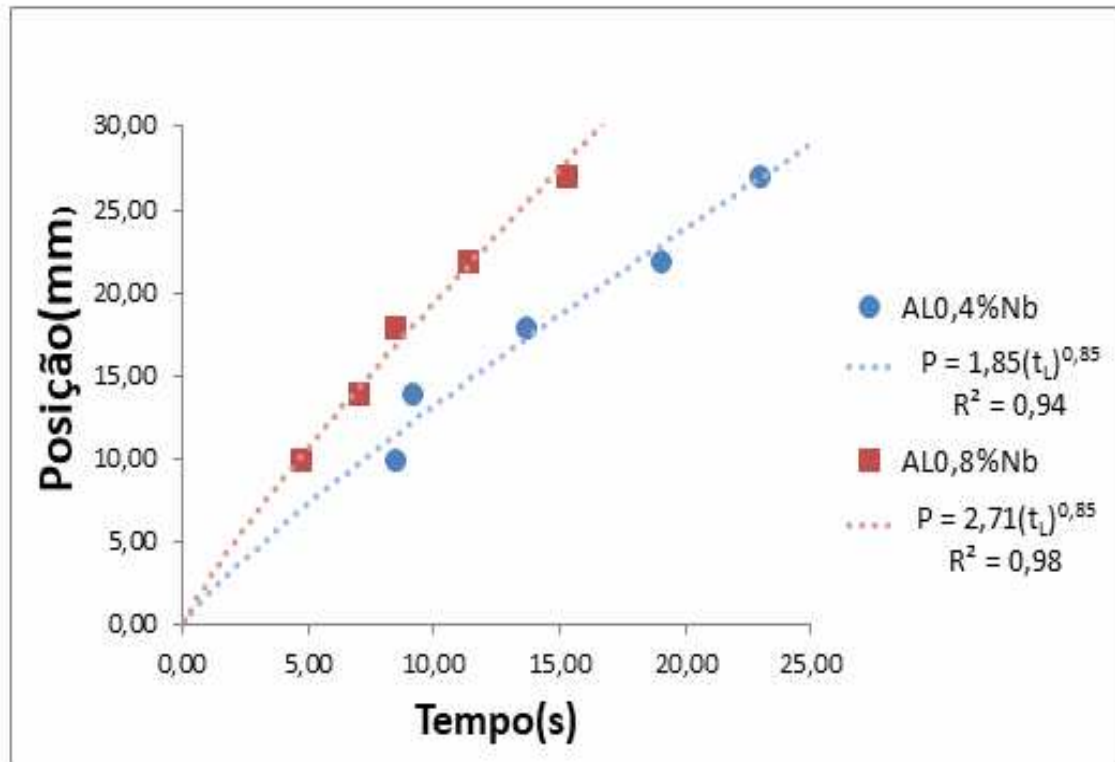


Figura 4.3 - Posição a partir da interface metal/molde em função do tempo de passagem da isoterma *liquidus* da liga Al0,4%Nb e a Al0,8%Nb

Fonte: Próprio autor (2018).

É notado que para todas as posições o tempo de passagem é diferente para cada liga, tanto para Al0,4%Nb quanto para Al0,8%Nb, sendo que para Al0,8%Nb a velocidade da isoterma *liquidus* é mais rápida em função da posição, ocorrendo pelo intervalo de tempo que a isoterma *liquidus* passou na posição correspondente ao termopar seguinte.

A figura 4.4 mostra o gráfico com as curvas de evolução da velocidade de deslocamento da isotérmica *liquidus* em função da posição para a liga Al0,4%Nb e Al0,8%Nb.

Esse resultado foi definido por meio da derivada em relação ao tempo de equação experimental $P(t)=1,85t^{0,85}$ $R^2=0,94$ e para Al0,8% Nb, e $P(t)2,71t^{0,85}$ $R^2=0,98$ para as ligas VL = $ds/dt = f(s)$ gerando uma função $V_L=f(t_L)$. Conforme demonstrado na Figura 4.4.

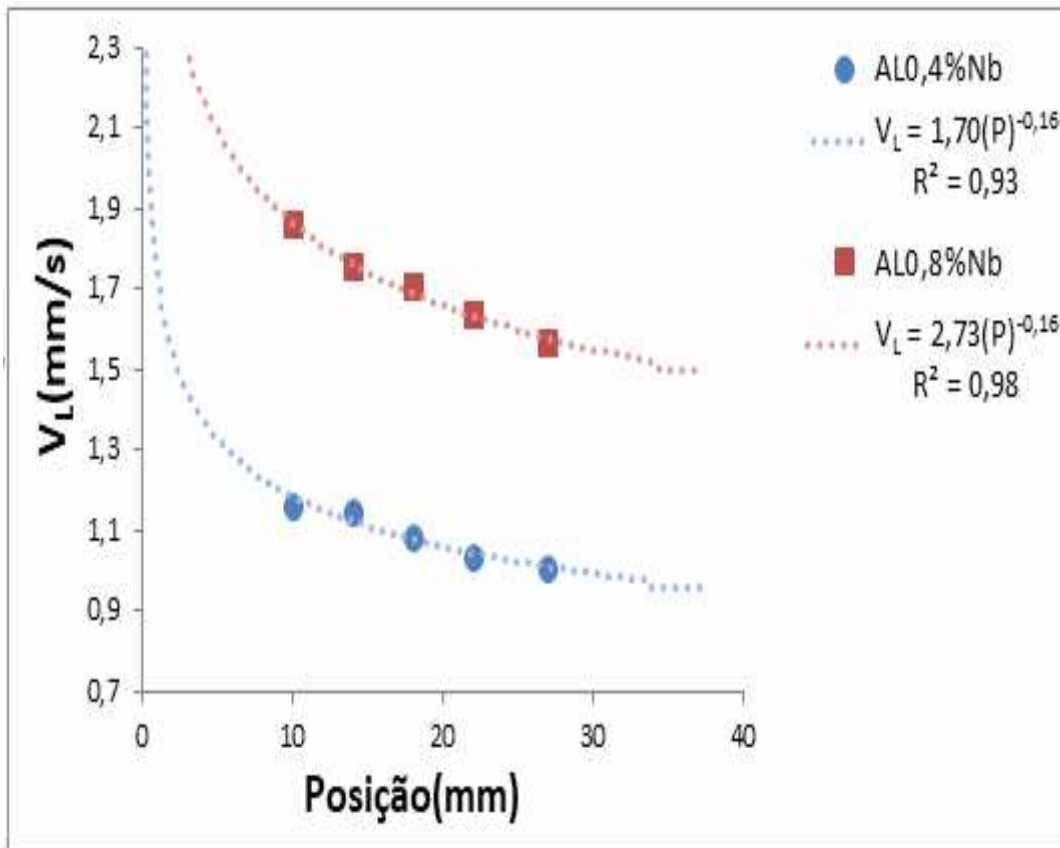


Figura 4.4 - Comparação das velocidades das isothermas *liquidus* em função da posição para as liga em estudo.

Fonte: Próprio autor (2018).

Para a liga Al 0,4%Nb, a $V_L = 1,70(P)^{-0,16}$ diminui com o avanço dos valores de posição, o que pode ser explicado pela elevação da resistência térmica à extração de calor por condução pelo aumento da camada solidificada, gerando assim um perfil decrescente de velocidades.

Já a taxa de resfriamento (\dot{T}) foi obtida através da diferença da temperatura dividida pela diferença do tempo, podendo ser utilizado um ponto anterior e um posterior ao tempo de passagem da T_L (OKAMOTO, 1975).

A figura 4.5 a seguir mostra o perfil da taxa de resfriamento das ligas, destacando que as ligas apresentam um decaimento na taxa de resfriamento devido à aproximação do final do lingote.

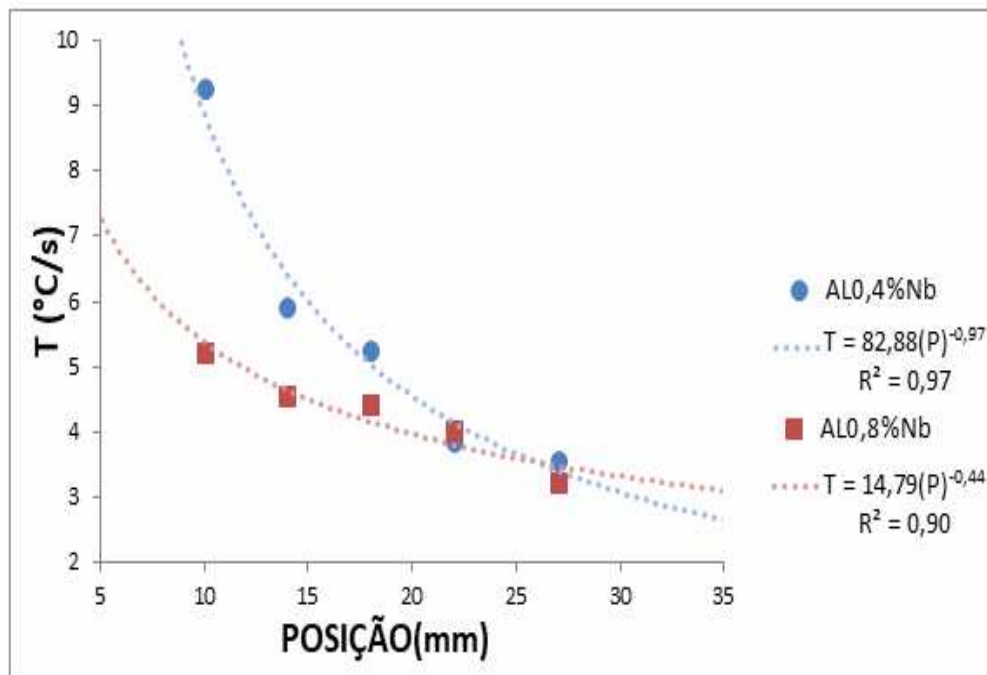


Figura 4.5 – Comparação da taxa de resfriamento em função da posição.

Fonte: Próprio autor (2018).

As curvas de V_L e \dot{T} mostram um perfil decrescente a partir do momento que se afastam da interface metal/molde, ou seja, quanto mais distante, menores são os valores das variáveis térmicas. Esse fenômeno ocorre devido à formação de uma camada já solidificada, uma interface sólido/líquido, e com isso aumenta a resistência térmica do sólido dificultando a passagem de calor em direção ao molde.

O gradiente térmico à frente da interface de sólido/líquido aponta como a temperatura está distribuída por unidade de comprimento conforme mostra a figura 4.6.

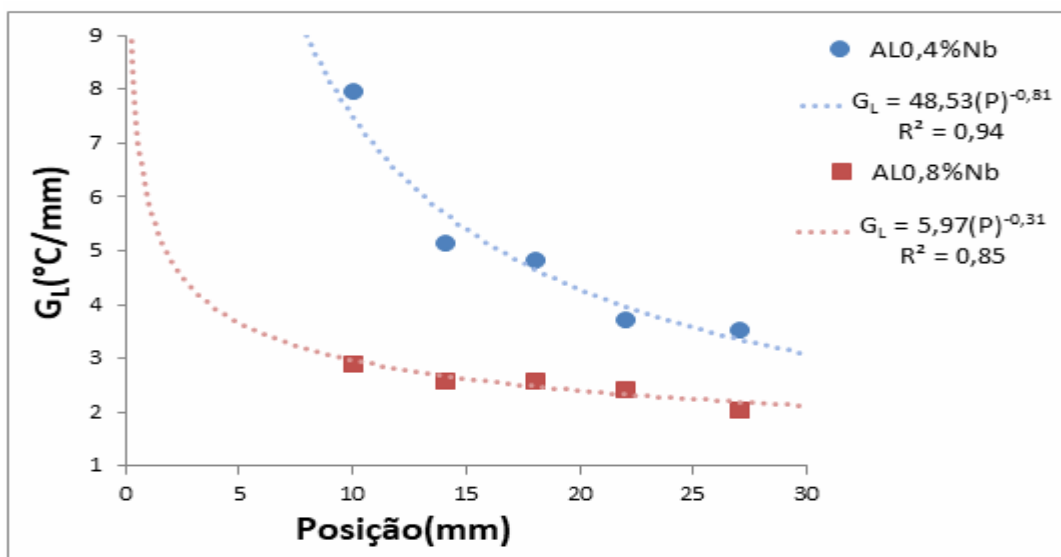


Figura 4.6 - Comparação dos gradientes térmicos em função da posição para as ligas em estudo.

Fonte: Próprio autor (2018).

A curva G_L mostra um perfil decrescente a partir do momento que se afastar da interface metal/molde, ou seja, quanto mais distante, menores são os valores do gradiente térmico, apresentando também que a liga Al0,4%Nb apresentou um valor de gradiente térmico maior em relação a cada ponto da posição do termopar.

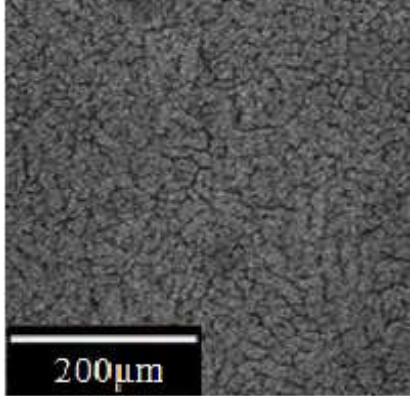
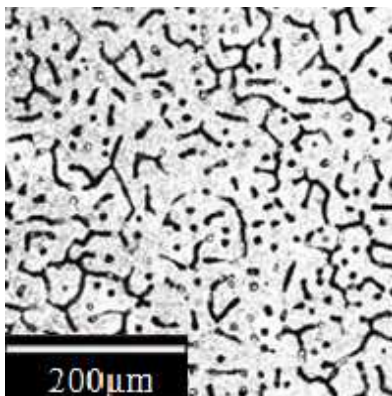
E quando o gradiente térmico é muito alto durante o processo de solidificação, ele assegura a solidificação sequencial ao longo do lingote como também evita que grãos e quixiais se iniciem em zonas de sub-resfriamento constitucional dentro do líquido fundido (WANG, et al, 2014). Esse gradiente também reduz a segregação e permite que a temperatura de operação dos materiais sejam maiores (BRUNDIDGE, et al, 2011).

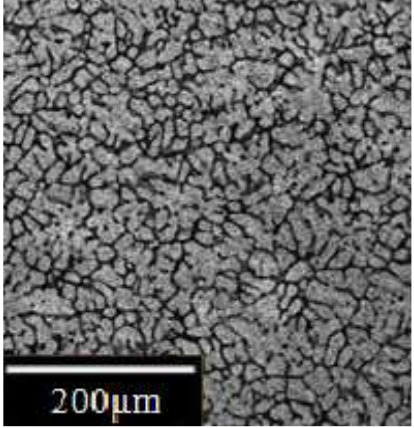
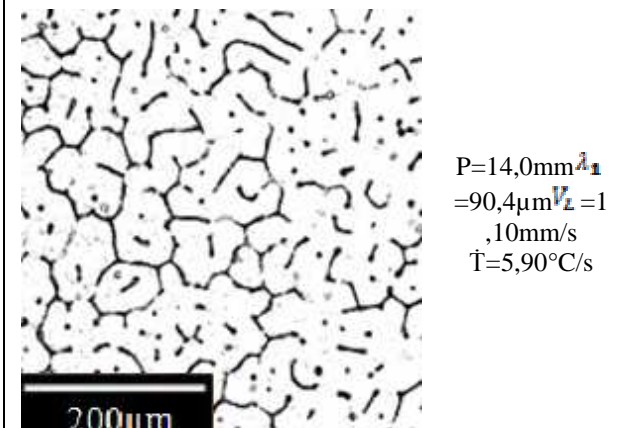
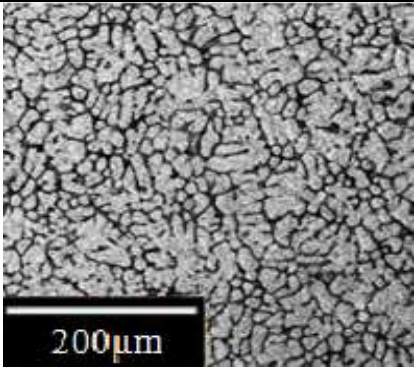
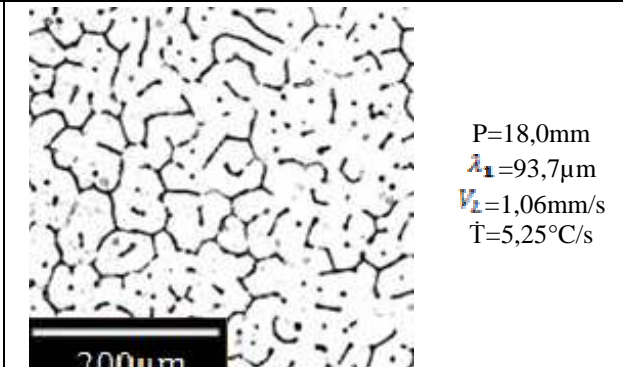
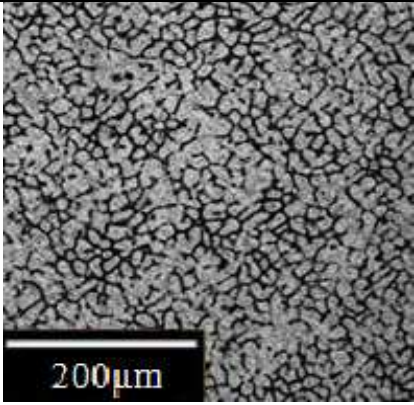
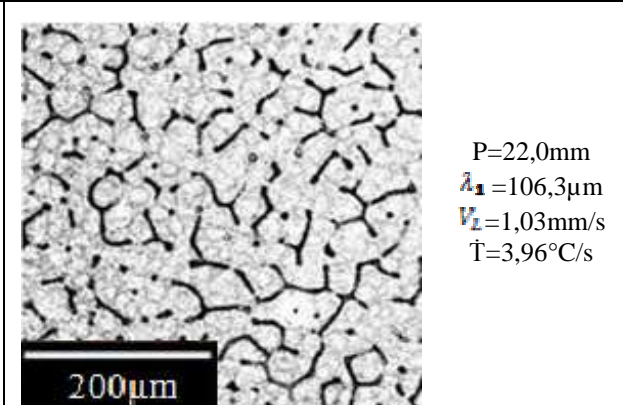
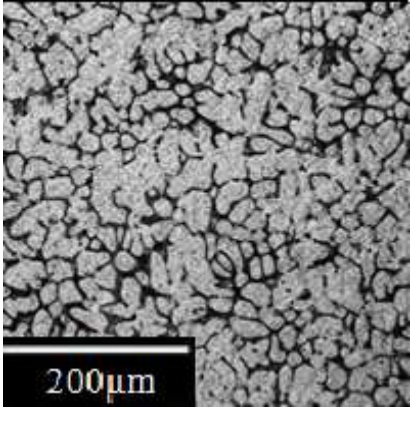
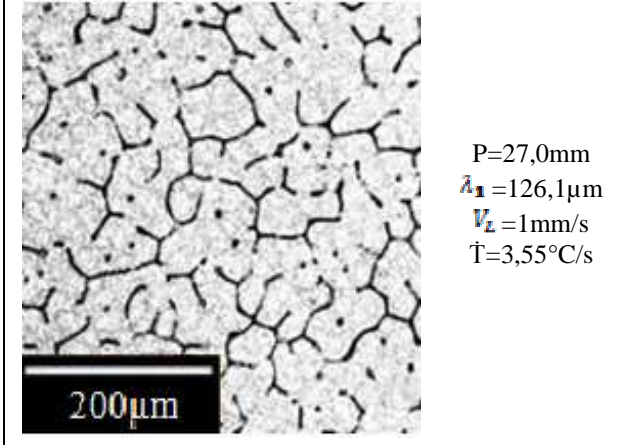
4.2 Microestrutura

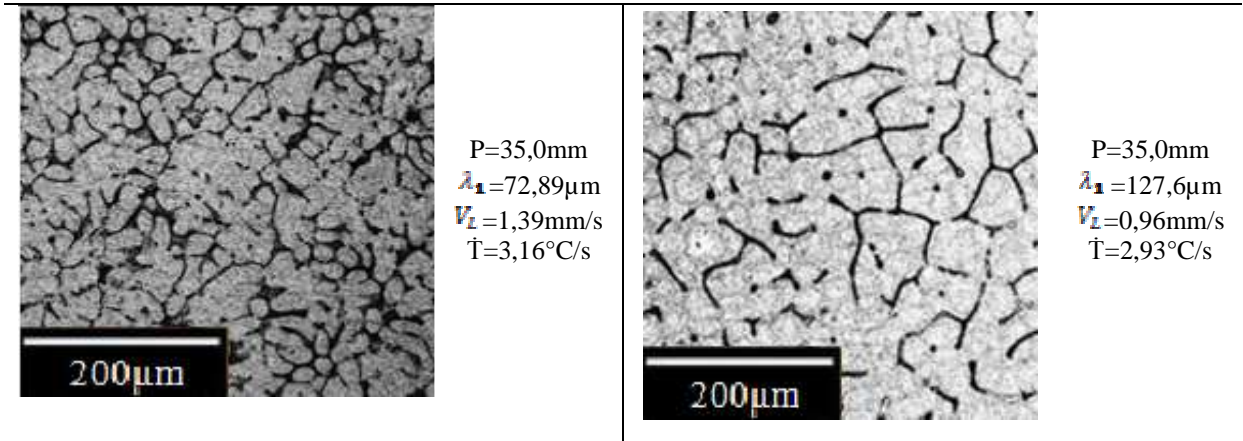
As microestruturas foram obtidas a partir da análise de seções transversais (λ_1) e longitudinais (λ_2) para diversas posições dos termopares ao longo do comprimento dos lingotes na parte central. Sendo assim, com velocidades e taxas de resfriamento maiores próximo a chapa/molde, mostra-se um refinamento da microestrutura, uma vez que a resistência térmica aumenta devido à camada solidificada formada na qual a troca térmica é mais efetiva, é notável que o perfil de formação dendrítica seja crescente, aumentando os espaçamentos dendrítico (λ_1 e λ_2) de forma crescente em direção ao topo do lingote.

A tabela 4.1 mostra as microestruturas dendríticas das seções transversais das ligas Al-0,4%Nb e Al-0,8%, respectivamente, nas alturas dos termopares, obtidas via microscopia ótica com aumento de 200 x. As imagens foram adaptadas de Silva, (2017) e Coutinho, (2018).

Tabela 4.1 - Microestruturas dendríticas das seções transversais das ligas Al-0,4%Nb e Al-0,8%

Liga Al 0,8Nb	Liga Al 0,4Nb
 <p data-bbox="683 1774 831 1906"> $P=10,00\text{mm}$ $\lambda_1=25,13\mu\text{m}$ $V_L=1,66\text{mm/s}$ $\dot{T}=5,23^\circ\text{C/s}$ </p> <p data-bbox="288 1998 405 2033">200μm</p>	 <p data-bbox="1305 1774 1453 1906"> $P=10,0\text{mm}$ $\lambda_1=82,5\mu\text{m}$ $V_L=1,15\text{mm/s}$ $\dot{T}=9,28^\circ\text{C/s}$ </p> <p data-bbox="911 1998 1027 2033">200μm</p>

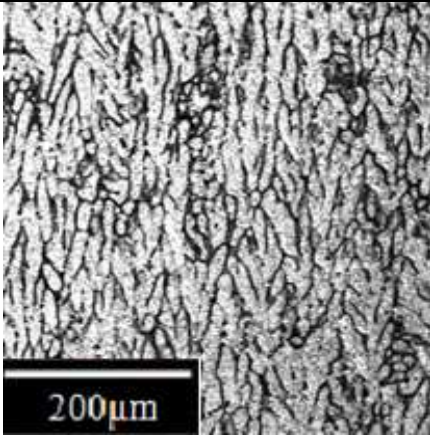
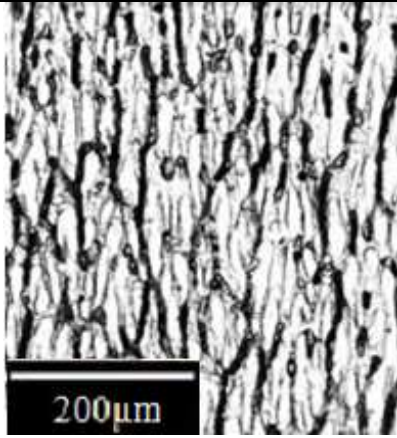
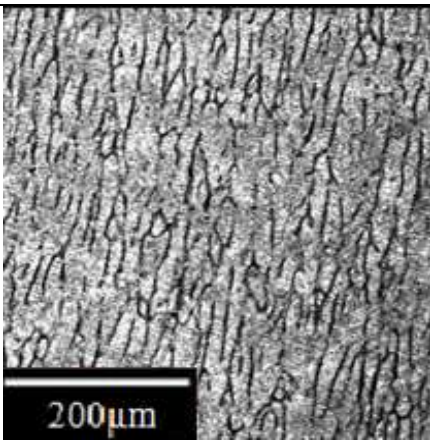

	<p> $P=14,0\text{mm}$ $\lambda_1=33,4\mu\text{m}$ $V_z=1,58\text{mm/s}$ $\dot{T}=4,57^\circ\text{C/s}$ </p>		<p> $P=14,0\text{mm}$ $\lambda_1=90,4\mu\text{m}$ $V_z=1,10\text{mm/s}$ $\dot{T}=5,90^\circ\text{C/s}$ </p>
	<p> $P=18,0\text{mm}$ $\lambda_1=41,44\mu\text{m}$ $V_z=1,53\text{mm/s}$ $\dot{T}=4,13^\circ\text{C/s}$ </p>		<p> $P=18,0\text{mm}$ $\lambda_1=93,7\mu\text{m}$ $V_z=1,06\text{mm/s}$ $\dot{T}=5,25^\circ\text{C/s}$ </p>
	<p> $P=22,0\text{mm}$ $\lambda_1=49,12\mu\text{m}$ $V_z=1,48\text{mm/s}$ $\dot{T}=3,81^\circ\text{C/s}$ </p>		<p> $P=22,0\text{mm}$ $\lambda_1=106,3\mu\text{m}$ $V_z=1,03\text{mm/s}$ $\dot{T}=3,96^\circ\text{C/s}$ </p>
	<p> $P=27,0\text{mm}$ $\lambda_1=58,46\mu\text{m}$ $V_z=1,44\text{mm/s}$ $\dot{T}=3,51^\circ\text{C/s}$ </p>		<p> $P=27,0\text{mm}$ $\lambda_1=126,1\mu\text{m}$ $V_z=1\text{mm/s}$ $\dot{T}=3,55^\circ\text{C/s}$ </p>

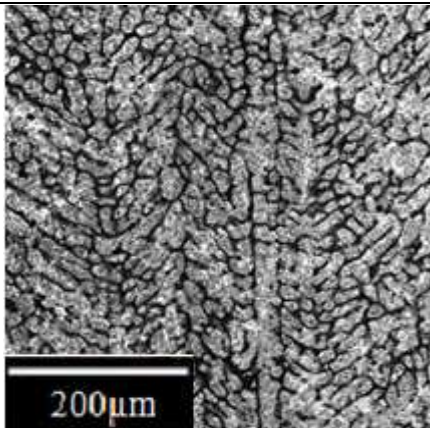
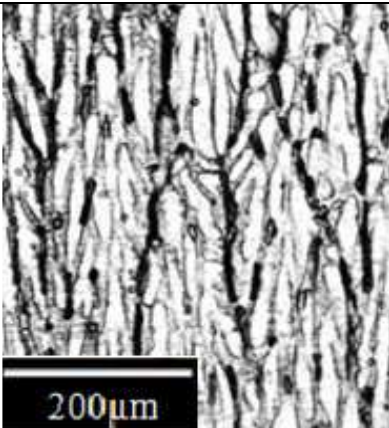
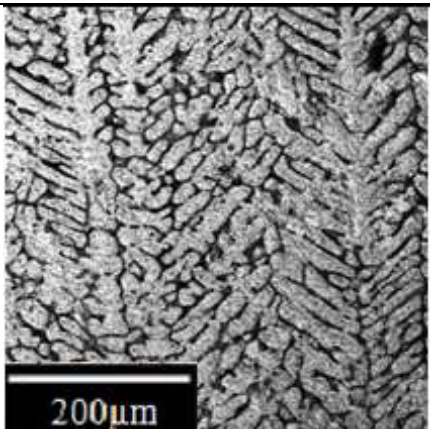
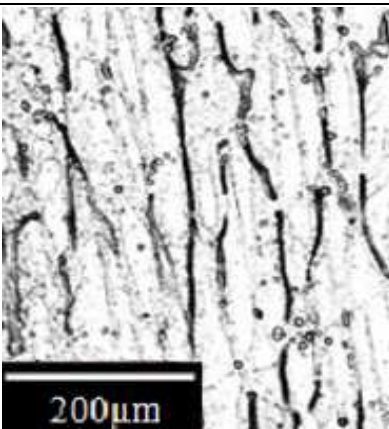
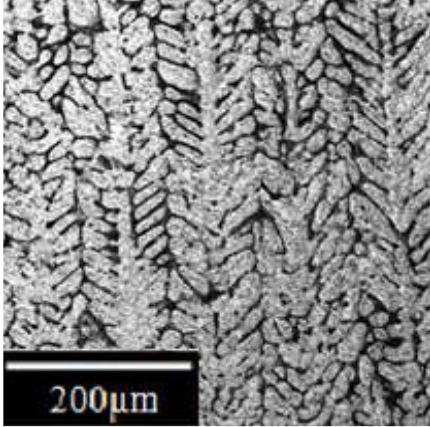
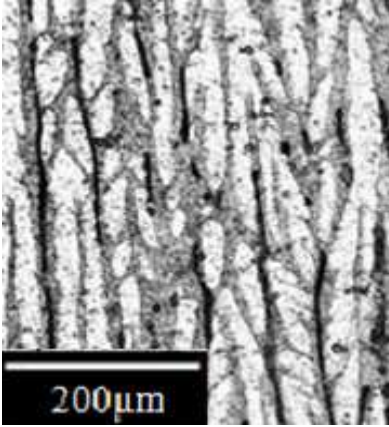
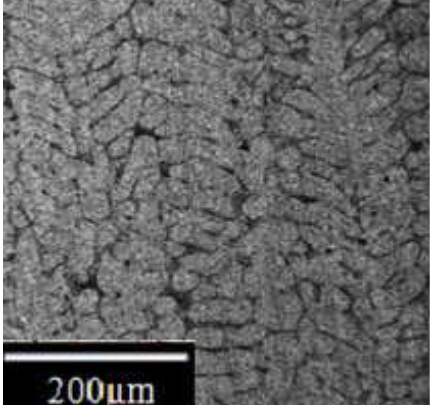
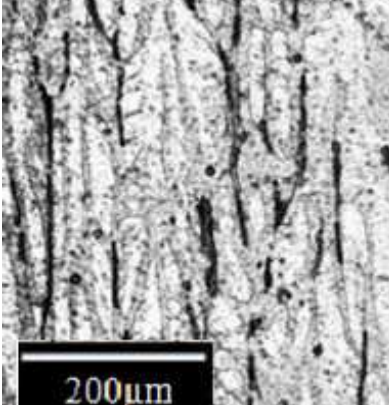


Fonte: adaptadas de Silva, (2017) e Coutinho, (2018).

A tabela 4.2 mostra as microestruturas dendríticas das seções longitudinais das ligas Al-0,4%Nb e Al-0,8%, respectivamente, nas alturas dos termopares, obtidas via microscopia ótica com aumento de 200x. As imagens foram adaptadas de Silva, (2017) e Coutinho, (2018).

Tabela 4.2 - Microestruturas dendríticas das seções longitudinais das ligas Al-0,4%Nb e Al-0,8%

Liga Al 0,8Nb	Liga Al 0,4Nb
	
	

	<p> $P=18,0\text{mm}$ $\lambda_2=38,85\mu\text{m}$ $V_L=1,53\text{mm/s}$ $\dot{T}=4,13^\circ\text{C/s}$ </p>	 <p> $P=18,0\text{mm}$ $\lambda_2=16,4\mu\text{m}$ $V_L=1,06\text{mm/s}$ $\dot{T}=5,25^\circ\text{C/s}$ </p>
	<p> $P=22,0\text{mm}$ $\lambda_2=44,50\mu\text{m}$ $V_L=1,48\text{mm/s}$ $\dot{T}=3,81^\circ\text{C/s}$ </p>	 <p> $P=22,0\text{mm}$ $\lambda_2=18,1\mu\text{m}$ $V_L=1,03\text{mm/s}$ $\dot{T}=3,96^\circ\text{C/s}$ </p>
	<p> $P=27,0\text{mm}$ $\lambda_2=49,81\mu\text{m}$ $V_L=1,44\text{mm/s}$ $\dot{T}=3,51^\circ\text{C/s}$ </p>	 <p> $P=27,0\text{mm}$ $\lambda_2=19,2\mu\text{m}$ $V_L=1,00\text{mm/s}$ $\dot{T}=3,55^\circ\text{C/s}$ </p>
	<p> $P=35,0\text{mm}$ $\lambda_2=57,45\mu\text{m}$ $V_L=1,39\text{mm/s}$ $\dot{T}=3,16^\circ\text{C/s}$ </p>	 <p> $P=35,0\text{mm}$ $\lambda_2=22,8\mu\text{m}$ $V_L=0,96\text{mm/s}$ $\dot{T}=2,93^\circ\text{C/s}$ </p>

As tabelas acima demonstram as estruturas dendríticas em que foram somente observadas à formação de braços primários e secundários. Os resultados permitem avaliar a influência da chapa/molde para ambos os experimentos, nota-se o aumento dos espaçamentos com a aproximação do final da lingoteira.

As figuras 4.7 e 4.8 mostram os valores das leis experimentais dos espaçamentos dendríticos (λ_1 e λ_2) para as ligas AL0,4%Nb e AL0,8%Nb em função da posição em relação à chapa/molde.

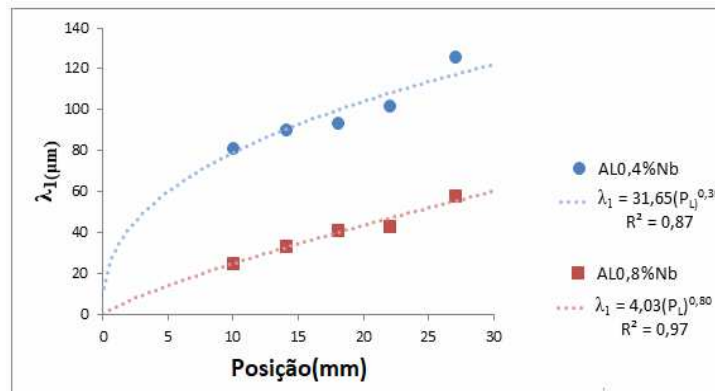


Figura 4.7 - Evolução dos valores do espaçamento dendrítico λ_1 e leis experimentais: AL0,4%Nb e AL0,8%Nb.

Fonte: Próprio autor (2018).

O gráfico da figura 4.7 mostra os valores experimentais para cada posição do termopar, conforme o avanço da isoterma liquidus, com isso, apresenta-se que quanto mais afastado da chapa/molde os espaçamentos dendríticos primários aumentam para ambas as ligas, sendo que para a liga AL0,4%Nb os valores experimentais para cada posição são maiores em relação aos espaçamentos dendríticos primários da liga AL0,8%Nb.

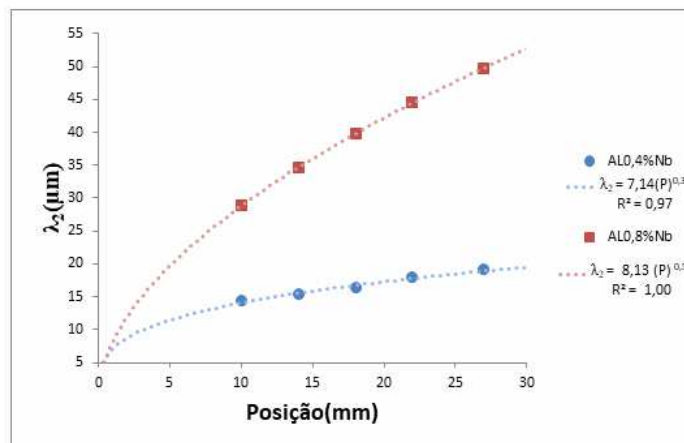


Figura 4.8 - Evolução dos valores do espaçamento dendrítico λ_2 e leis experimentais: AL0,4%Nb e

AL0,8%Nb.

Fonte: Próprio autor (2018).

O gráfico da figura 4.8 mostra os valores experimentais para cada posição do termopar, conforme o avanço da isoterma *liquidus*, com isso, apresenta-se que quanto mais afastado da chapa/molde os espaçamentos dendríticos secundários aumentam para ambas as ligas, sendo que para a liga AL0,8%Nb os valores experimentais para cada posição são maiores em relação aos espaçamentos dendríticos primários da liga AL0,4%Nb.

4.3 Força de corte

Em relação à força de corte, o *Scilab* determinou os parâmetros estatísticos dos valores quadráticos, *root meansquare* (RMS), na direção Fx, Fy e Fz, a direção de cada força aplicada é representada pela equação 4 abaixo:

$$X_{\text{rms}} = \frac{\sqrt{1}}{N} \sqrt{\sum_{i=1}^N x_i^2} = \sqrt{\frac{x_1^2 + x_2^2 + \dots + x_N^2}{N}} \quad (4)$$

O valor de RMS para uma coleção de N valores $\{x_1, x_2, \dots, x_N\}$ aplicada na direção da força Fx, Fy e Fz, para uma função variável contínua $f(t)$ definida sobre o intervalo $T_1 \leq t \leq T_2$ o (RMS) é dado pela equação 5:

$$X_{\text{rms}} = \sqrt{\frac{1}{T_2 - T_1} \int_{T_1}^{T_2} (f(t))^2 dt} \quad (5)$$

O (RMS) ao longo do tempo para uma função periódica é igual ao (RMS) de um período da função, uma função ou sinal contínuo pode ser avaliado, tomando o (RMS) de uma série de amostras, igualmente espaçadas no tempo, conforme equação 6:

$$f_{\text{rms}} = \lim_{N \rightarrow \infty} \left(\sqrt{\frac{1}{2T} \int_{-T}^T [f(t)]^2 dt} \right) \quad (6)$$

Sendo 't' tempo em segundos (s), 'f' Frequência em Hertz (Hz) e 'a' amplitude (valor de pico positivo e negativo). A tabela 4.3, mostra os valores médios de força de usinagem (Fx,Fy,Fz) dos 4 blocos cortados na mesma posição, porém cortados em diferentes colunas

obtidos pelo dinamômetro Kistler (7,5 até 52,00 mm) para a composição de AL0,4%Nb. Sendo Fx: Força de Avanço, Fy: Força Passiva e Fz força de corte, conforme apresentado na tabela 4.3:

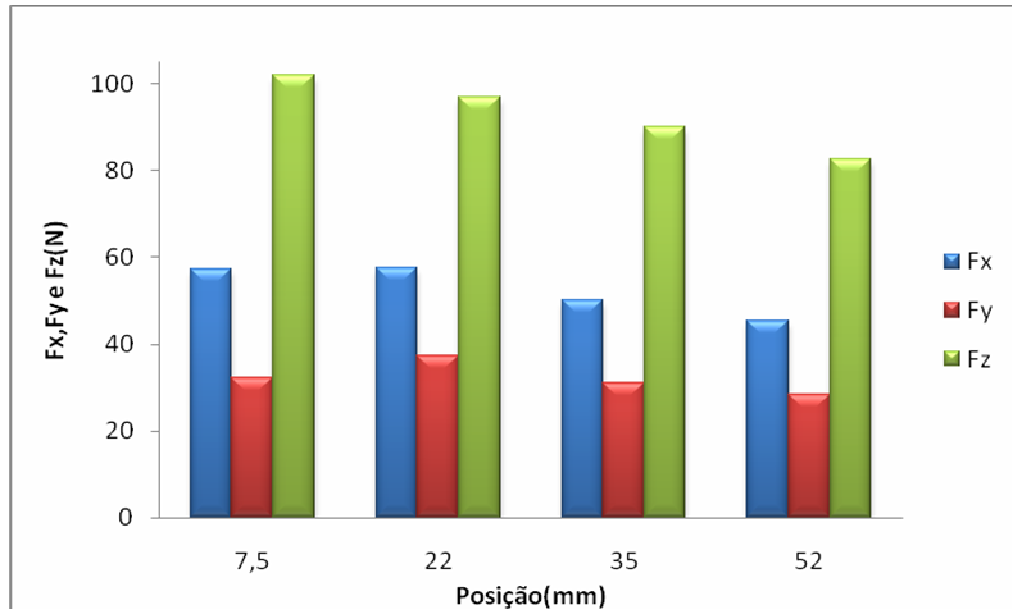
Tabela 4.3 – Médias de força Fx, Fy e Fz por Altura de Posição da liga AL0,4%Nb

POSIÇÃO	MEDIA (Fx)	MEDIA (Fy)	MEDIA (Fz)
7,50	57,46	32,21	101,92
22,00	57,64	37,25	96,86
35,00	50,03	30,98	90,22
52,00	45,29	28,54	82,61

Fonte: Próprio autor (2018).

A tabela 4.3, mostra os valores médios de força de usinagem (Fx,Fy,Fz) dos 4 blocos cortados na mesma posição, porém cortados em diferentes colunas obtidos pelo dinamômetro Kistler (7,5 até 52,00 mm) para a composição de AL0,4%Nb.

Sendo Fx: Força de Avanço, Fy: Força Passiva e Fz força de corte, conforme apresentado na representação gráfica da tabela 4.3:



Fonte: Próprio autor (2018).

Conforme apresentado no histograma a força que a ponta da pastilha terá que fazer para poder fazer o cortar o material e a força na direção z (força de corte). Representando que quanto mais próximo da chapa/molde (onde a solidificação é mais rápida), maior intensidade será a força de corte (Fz) e chegando perto do final do lingote a força de corte vai diminuindo.

A tabela 4.3, demonstra que quanto mais próximo da chapa/molde, maior intensidade será a força de corte (F_z) e chegando perto do final do lingote a força de corte vai diminuindo.

Em seguida foi feita a tabela 4.4 de desvios padrões dos CP's cortados na mesma posição, porém, em colunas diferentes.

Tabela 4.4 – Desvio Padrão da liga AL0,4%Nb

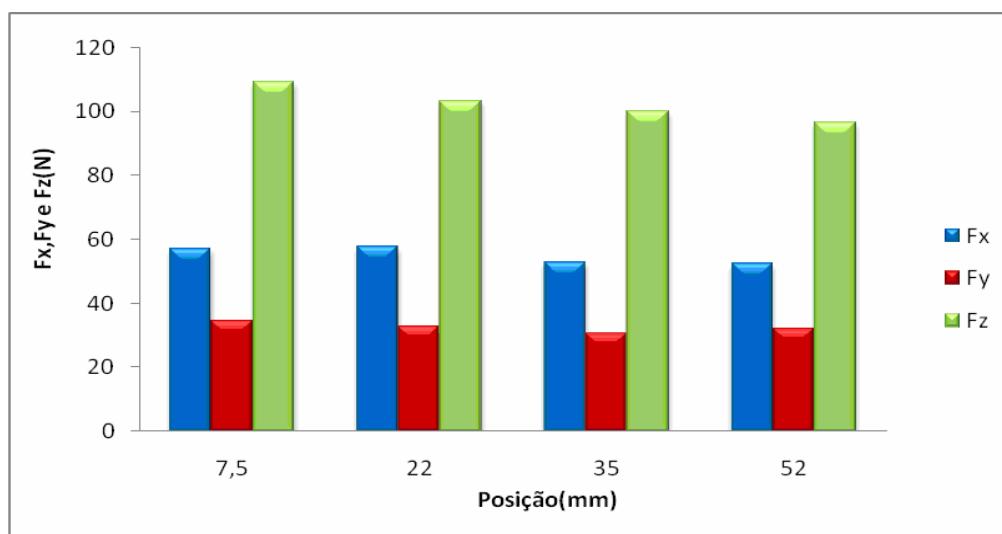
POSIÇÃO	DESVIO (F_x)	DESVIO (F_y)	DESVIO (F_z)
7,50	4,93	2,62	5,43
22,00	5,80	7,25	3,02
35,00	3,14	1,22	2,30
52,00	2,86	1,90	5,17

Fonte: Próprio autor, (2018).

A tabela 4.5 mostra os valores médios de força de usinagem (F_x , F_y , F_z) dos 4 bloquinhos cortados na mesma posição porém cortados em diferente coluna obtidos pelo dinamômetro Kistler (7,5 até 52,00 mm) para a composição de AL0,8%Nb, bem como também observado pela representação gráfica da tabela 4.5:

Tabela 4.5– Médias de força F_x , F_y e F_z por Altura de Posição da liga AL0,8%Nb

POSIÇÃO	MEDIA (F_a)	MEDIA (F_p)	MEDIA (F_c)
7,50	57,09	34,27	109,05
22,00	57,50	32,57	103,26
35,00	52,83	30,58	99,78
52,00	52,22	31,97	96,33



Fonte: Próprio autor, (2018).

A tabela 4.6 apresenta que quanto mais perto da posição chapa/molde, mais intensa será a força de corte (F_z) da liga. A tabela 4.6 apresenta o desvio padrão de cada posição da liga AL0,8%Nb.

Tabela 4.6 – Desvio Padrão da liga AL0,8%Nb

POSIÇÃO	DESVIO (F_x)	DESVIO (F_y)	DESVIO (F_z)
7,5	1,10	0,62	2,42
22	2,61	1,00	3,35
35	2,25	3,02	0,91
52,00	5,31	2,09	6,08

Fonte: Próprio autor (2018).

4.4 Comparação entre forças de corte (F_c) da liga AL0,4%Nb e a liga AL0,8%Nb

As forças de corte durante a usinagem de ligas de alumínio são relativamente baixas, estas, no entanto, podem fornecer um bom indicador para a comparação de diferentes ligas sob as mesmas condições de usinagem (SONGMENE, 2011). Na figura abaixo é realizada uma comparação entre intensidades de força de corte das ligas solidificadas unidirecionalmente.

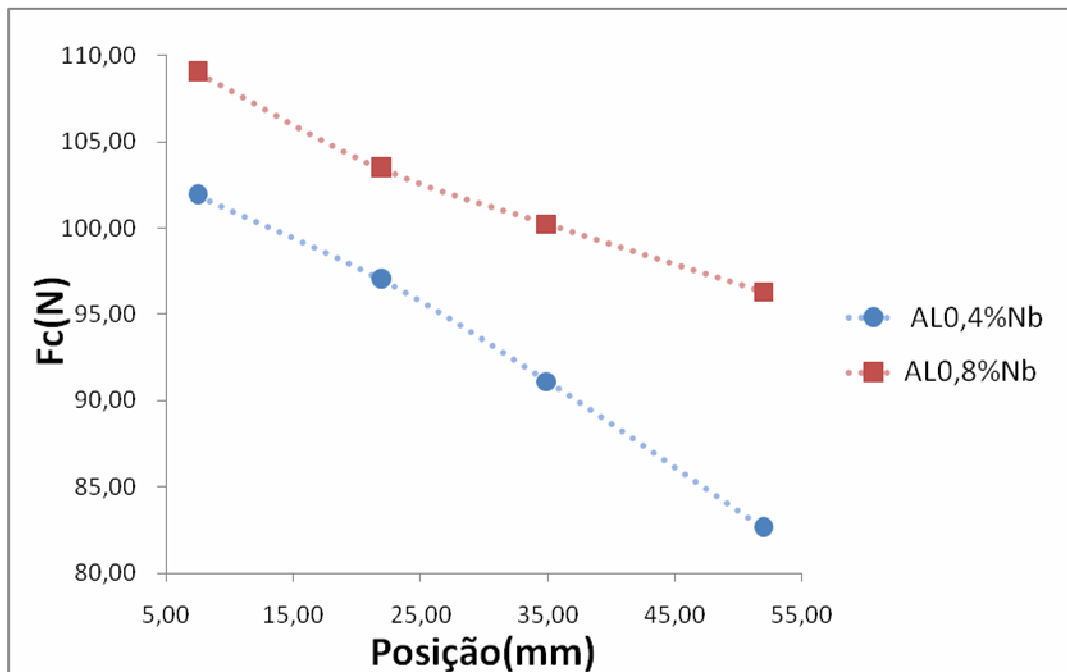


Figura 4.9 - Comparação entre intensidades de força de corte das ligas solidificadas unidirecionalmente

Fonte: Próprio autor (2018).

Comparando a intensidade de força de corte das duas ligas, a intensidade da liga AL0,8%Nb apresentou ser maior em cada posição, as duas ligas apresentaram que a força de

corde vão se decaindo ao se aproximar-se do final do lingote.

O gráfico da figura 4.9 mostra a diferença em porcentagem de Forças de Corte (Fz) das tabelas da liga AL0,4%Nb e AL0,8%Nb através posição dos blocos solidificados.

Tabela 4.7 - Diferença em porcentagem da força de corte através da quantidade de soluto

POSIÇÃO	Fz (AL0,4%Nb)	Fz (AL0,8%Nb)	DIFERENÇA EM %
7,50	101,92	109,05	7,00
22,00	96,86	103,26	6,61
35,00	90,22	99,78	10,60
52,00	82,61	96,33	16,60

Fonte: Próprio autor (2018).

A tabela 4.7 acima demonstra a diferença em porcentagem da força de corte através da quantidade de soluto, a liga com o maior teor de soluto, ocasionou maior intensidade de força de corte próxima à posição da chapa/molde das ligas estudadas e maior intensidade de força de corte na liga com maior teor de soluto

4.4 Força de usinagem

A força de usinagem é a força resultante das três componentes da usinagem. Sendo obtida através da equação 7 apresentada logo abaixo

$$F_t = \sqrt{F_x^2 + F_y^2 + F_z^2} \quad (7)$$

A tabela 4.8 demonstra a força total de corte, comparando as ligas AL0,4%Nb e a AL0,8%Nb e a diferença em porcentagem para cada posição

Tabela 4.8 - Diferença em porcentagem da força total de corte

Posição	Ft AL0,4%Nb	Ft AL0,8%Nb	Diferença(%)
7,50	121,35	127,77	5,02
22,00	118,79	122,77	3,24
35,00	109,22	117,74	7,24
52,00	98,44	114,14	13,76

Fonte: Próprio autor (2018).

A figura 4.10 abaixo apresenta a força total de usinagem comparando as ligas AL0,4%Nb e a AL0,8%Nb.

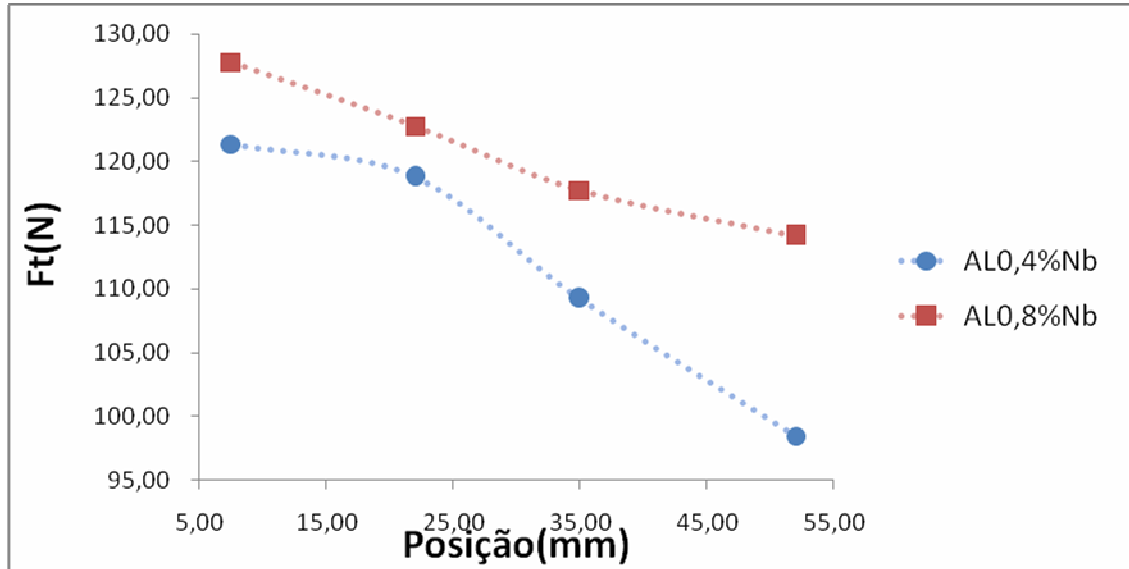


Figura 4.10 - Força total de usinagem comparando as ligas AL0,4%Nb e a AL0,8%Nb.

Fonte: Próprio autor (2018).

De acordo com a figura 4.10, a liga com maior teor de soluto, apresentou maior intensidade de força total de usinagem, pois, será necessário para poder cortar o material. O gráfico também apresenta o decaimento de força de corte com a aproximação da chapa/molde. Para a correlação da dureza com posição, mostrada nas figuras 4.11, pode-se observar que a dureza da liga aumenta com a aproximação da chapa/molde, ou seja, ao se distanciar da chapa/molde na região avaliada, observa-se que a intensidade da dureza diminui. A expressão é dada por $HV=42,73(P)^{-0,12}$, $R^2=0,95$ para a liga Al-0,4%Nb e $HV=55,35(P)^{-0,09}$, $R^2=0,92$ para a liga AL0,8%Nb.

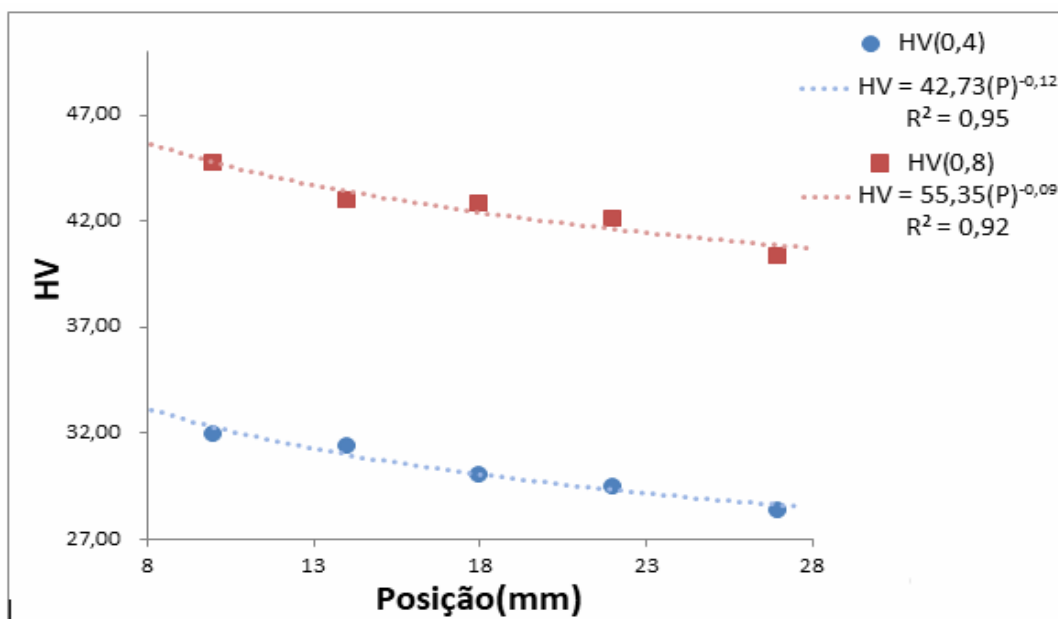


Figura 4.11 - Gráfico da dureza em função da posição.

Fonte: Próprio autor (2018).

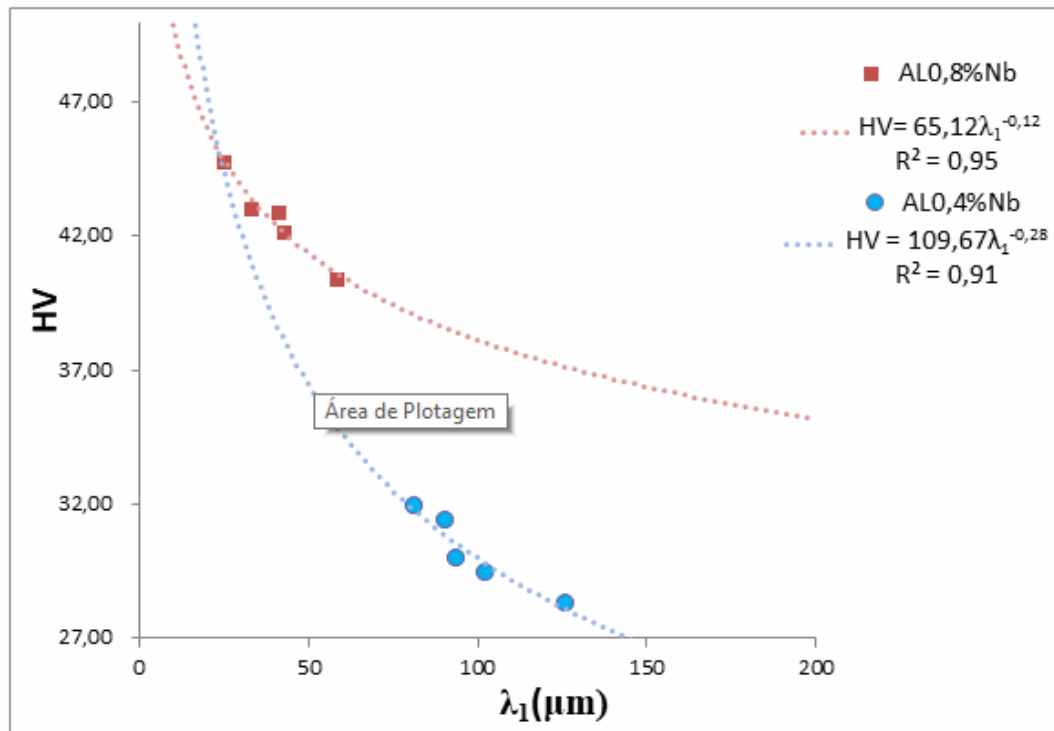


Figura 4.12 – Gráfico da dureza em função do espaçamento dendrítico primário

Fonte: Próprio autor (2018).

Na correlação da dureza com espaçamento dendrítico primário, mostrada na figura 36, pode-se observar que a dureza da liga aumenta com a redução do espaçamento dendrítico, ou seja, ao se distanciar da chapa/molde na região avaliada, observa-se que o espaçamento dendrítico cresce e se torna mais bem definido.

A expressão é dada por $HV=109,67(\lambda_1)^{-0,28}$, $R^2=0,91$ para a liga Al-0,4%Nb e $HV=65,12(\lambda_1)^{-0,12}$, $R^2=0,95$ para a liga AL0,8%Nb.

CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os resultados experimentais e computacionais obtidos e analisados neste trabalho permitem que sejam extraídas as seguintes considerações:

1 - A caracterização das variáveis térmicas e correlação entre AL0,4%Nb e AL0,8%Nb, os valores obtidos experimentalmente para VL, \bar{T} e GL diminuí conforme o avanço da isoterma liquidus, com isso, conclui-se que quanto mais afastado da chapa/molde os parâmetros experimentais diminuem. Os mesmos são descritos pelas leis experimentais obtidas para ambas as ligas AL0,4%Nb e AL0,8%Nb, respectivamente:

$$P = 1,85(tL)^{0,85}, R^2 = 0,94, e P = 2,71(tL)^{0,85}, R^2 = 0,98$$

$$VL = 1,70(P)^{-0,16} \text{ e } VL = 2,73(P)^{-0,16};$$

$$T = 82,88(P)^{-0,97} \text{ e } T = 14,79(P)^{-0,44};$$

$$GL = 48,53(P)^{-0,81} \text{ e } GL = 5,97(P)^{-0,31};$$

Em relação a microestrutura com a força de corte, o espaçamento dendrítico primário representou uma maior representatividade na força de corte, por o espaçamento dendrítico primário ser menor na liga com maior teor de soluto, representando assim uma maior força de corte na liga com maior teor de soluto.

Para a caracterização microestrutural para ambos revelou a predominância da morfologia dendrítica ao longo de todas as posições analisadas, sendo que para condição AL0,8%Nb onde o soluto é maior, o espaçamento dendrítico primário mostrou-se mais refinada no em relação a estrutura da condição AL0,4%Nb.

Foram propostas leis experimentais de crescimento dendrítico para ambas as ligas, relacionando λ_1 e o λ_2 em função de posição. Para AL0,4%Nb as funções são:

$$\lambda_1 = 31,65(PL)^{0,39} R^2 = 0,87 \text{ e } \lambda_1 = 4,03(PL)^{0,80}, R^2 = 0,97;$$

$$\lambda_2 = 8,12(P)^{0,55} R^2 = 1 \text{ e } \lambda_2 = 7,13(P)^{0,30}, R^2 = 0,9722.$$

Para a microdureza pode-se inferir que ao elevar o teor de soluto no interior das ligas trabalhadas suas propriedades mecânicas elevam-se também, ou seja, quando mais próximos da chapa/molde, maiores serão suas propriedades mecânicas, e também, os valores de microdureza seguem uma mesma tendência de queda ao longo do lingote. Os mesmos são descritos pelas leis experimentais obtidas para ambas as ligas AL0,4%Nb e AL0,8%Nb respectivamente:

$HV=42,73(P)-0,12, R^2=0,95$ e $HV=55,35(P)-0,09, R^2=0,92$;
 $HV=109,67\lambda_1-0,28, R^2=0,91$. $HV=65,12\lambda_1-0,12, R^2=0,93$.

2 - Aquisição da Força de usinagem da direção F_x , F_y e F_z com relação entre as ligas Al0,4%Nb e Al0,8%Nb: Os valores das forças aplicadas nas três componentes apresentaram os valores quadráticos do inglês, root meansquare (RMS), mais significativo para F_z , analisado em cada corpo de prova a usinagem de corte das ligas Al0,4%Nb e Al0,8%Nb, comparado com a microestrutura bruta de fusão, conclui-se que quanto mais afastado da chapa/molde os parâmetros experimentais demonstram valores menores que a condição inicial. Para valores de força de usinagem, os resultados são semelhantes aos resultados da força de corte.

3 - Para valores de força de usinagem total, os resultados são semelhantes aos resultados da força de corte. Comparado com a microestrutura bruta de fusão, quanto mais próximas da chapa/molde maior a intensidade da força que precisara para poder cortar o material.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

De acordo com os resultados do trabalho poderão ser feitas as seguintes propostas de trabalhos futuros:

- Analisar o comportamento da temperatura na ponta do inserto do corte;
- Realizar estudos na medição de desgastes dos insertos na usinagem destas ligas;
- Analisar a microestrutura dos cavacos gerados pela usinagem para cada bloquinho;
- Investigar a rugosidade superficial das ligas solidificadas;
- Realizar ensaios de corrosão para caracterização das ligas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALCOA – 2015 <<https://www.alcoa.com/brasil>> Acesso em 25 out 2018

ALVARENGA, D. *Monopólio brasileiro do nióbio gera cobiça mundial, controvérsia e mitos*. Disponível em: <<http://g1.globo.com/economia/negocios/noticia/2013/04/monopolio-brasileiro-do-niobio-gera-cobica-mundial-controversia-e-mitos.html>> Acesso em 02 nov 2018

ALVES, A. R.; COUTINHO, A. DOS R. *The evolution of the niobium production in Brazil*. *Materials Research*, v. 18, n. 1, p. 106–112, 2015.

ASM INTERNATIONAL. *ASM Handbook, Volume 3, Alloy Phase Diagrams*. [s.l: s.n.]. v. 7
ASM. *ASM Handbook Volume 9: Metallography And Microstructures*. [s.l: s.n.].

AYANDA, O.S. e ADEKOLA, F.A. *A review of niobium-tantalum separation in hydrometallurgy*. *Journal of Minerals & Materials Characterization & engineering*, v. 10, p. 245-256, 2011.

BALKRISHNA R., YUNG C. S., *Analysis on high-speed face-milling of 7075-T6 aluminum using carbide and diamond cutters*. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, V 41, University, West Lafayette, IN 47907, USA, 2001. p 1763-1781

BAUCCIO, M. *Nonferrous alloys and special-purpose materials*. 9th ed. Columbus: Metals Park, 1990. v. 2, 900p

BESKOW, A. B. *Estudo da solidificação unidirecional ascendente para obtenção de estruturas colunares grosseiras*. [s.l.] PUCRS, 2008.

BOEIRA, A. P.; FERREIRA, I. L.; GARCIA, A. *Modeling of macrosegregation and microporosity formation during transient directional solidification of aluminum alloys*. *Materials Science and Engineering A*, v. 435–436, p. 150–157, 2006.

BOOTHROYD, G. KNIGHT. W.A., *Fundamentals of Machining and Machine Tools*. Nova Iorque: CRC Press, 2006, ISBN 1-57444-659-2

BRITO, CRYSTOPHER CARDOSO DE, *Solidificação Transitória de Ligas Monofásica e Hipoperitética do Sistema Zn-Cu*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Brasil, 2012, 105p.

BRUNDIDGE, C. L.; MILLER, J. D.; POLLOCK, T. M. *Development of dendritic structure in the liquid-metal-cooled, directional-solidification process*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, v. 42, n. 9, p. 2723–2732, 2011

CAMPOS JR, A. A. de. *Parâmetros térmicos de solidificação, microestrutura e propriedades em tração de liga ternária Al-Sn-Cu*. 2017. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas - S

CAMPOS, M. P.; DAVIES, G. J. *Solidificação e fundição de metais e suas ligas*. [s.l: s.n.].

CANTÉ, M. V. et al. *The correlation between dendritic microstructure and mechanical properties of directionally solidified hypoeutectic Al-Ni alloys*. Metals and Materials International, v. 16, n. 1, p. 39–49, 2010.

CARVALHO, R.S. (2016). *A influência do cobre nas microestruturas e propriedades mecânicas de uma liga al-2%ni solidificadas com fluxo de calor unidirecional e transiente*. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Integridade da Engenharia, Publicação 21/12/2016, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 115p.

CBMM. Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração. *Usos e usuários finais de nióbio*. Disponível em <<http://www.cbmm.com.br/portug/capitulos/uses/use&user.htm>> Acessado em: 03 abr. 2018.

COSTA, I. S. *Usinabilidade do Aço de Corte Fácil Baixo Carbono ao Chumbo ABNT 12L14*. 2014. 112f. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia.

COUTINHO, Maycol Moreira (2018). *Correlação entre as propriedades mecânicas e microestruturais da liga Al0,4%Nb em diferentes condições de solidificação*. Dissertação de Mestrado em Integridade de materiais da engenharia, Publicação 055A/2018, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 89.p. Disponível em: <http://repositorio.unb.br/bitstream/10482/32281/1/2018_MaycolMoreiraCoutinho.pdf>. Acessado em: 03 mai. 2018.

DANTAS, P. P. (2014). *Caracterização de ligas hipereutéticas de al-ni solidificadas unidirecionalmente*. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Integridade da Engenharia. Publicação 010A/2014, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 103.p. Disponível em: <http://repositorio.unb.br/bitstream/10482/16508/1/2014_Patr%C3%ADciaPereiraDantas.pdf> <<https://docplayer.com.br/84112809-Universidade-de-brasilia-faculdade-gama-faculdade-de-tecnologia-programa-de-pos-graduacao-em-integridade-de-materiais-da-engenharia.html>>. Acessado em: 03 mai. 2018.

DIAS FILHO, J.M. *Análises Térmica e Microestrutural na Solidificação de Ligas Monofásica e Peritéticas do Sistema Zn-Ag 63/2013*. [s.l.] Universidade Estadual de Campinas, 2013. Materiais. 2. ed. [s.l: s.n.].

DIOGENES, A. C. *Estudo da usinagem por torneamento de ligas de alumínio*. 2011,69f, Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

DOS SANTOS, A.L.B., DUARTE, M.A.V. ABRÃO, A.M., MACHADO, A.R.(1999). *Optimisation procedure to determine the coefficients of the extended Taylor's equation in machining*, International Journal of Machine Tools & Manufacture 39, pp 17–31

ELLIOTT, R.; SHUNK, F. The Al-Nb system. Bulletin of Alloy Phase Diagrams, v. 2, n. 1, p. 75–81, 1981.

FERREIRA AF, CASTRO JA, FERREIRA LO. *Predicting Secondary-Dendrite Arm Spacing of the Al-4.5wt%Cu Alloy During Unidirectional Solidification*. Materials Research. 2017;20(1):68-75

FERREIRA, G.A.L.; MÓL, G.S. e SILVA, R.R. *Criogenia e supercondutividade*. Química Nova na Escola, v. 3, p. 8-10, 1996

FERREIRA, I. L. *Análise numérica, analítica e experimental da macrossegregação inversa na solidificação*. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004. Tese.

FILHO, A. DE A. *Elaboração e Estudos De Recristalização De Ligas Alumínio-Magnésio-Tório E Alumínio-Magnésio-Nióbio*. Américo De Almeida Filho. [s.l.] Autarquia Associada à Universidade de São Paulo, 2005.

FILHO, J. M. S. *Solidificação transitória e permanente de ligas monofásicas e peritética SnSb e Sn-Sb-(Ag;Cu) : evolução microestrutural, molhabilidade e propriedades mecânicas / José Marcelino da Silva Dias Filho*. – Campinas, SP : [s.n.], 2016.

GARCIA A. *Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes Projeções*. v. 23, p. 13-32, jan./dez. 2005.

GARCIA, A.; PRATES, M. *Mathematical model for the unidirectional solidification of metals: I cooled molds*. Metallurgical Transactions B, v. 9 n. p. 449-457, 1978.

GARCIA, A. *Solidificação: Fundamentos e Aplicações*. 2ª edição. Campinas: Editora da Unicamp, 2007, 399 p.

GHATEI KALASHAMI, A. et al. *The effect of Nb on texture evolutions of the ultrafine-grained dual-phase steels fabricated by cold rolling and intercritical annealing*. [s.l.] ElsevierLtd, 2017. v. 694

GOMES, R. C. F. *Caracterização térmica e mecânica de ligas hipoeutéticas de alumínio - níquel (Al-Ni)*. [s.l.] Universidade de Brasília, 2013.

GOMES, L. G. (2012) *Microestrutura Dendrítica, Macrossegregação e Microporosidade na Solidificação de Ligas Ternárias Al-Si-Cu*. Disponível em: <http://repositorio.unicamp.br/bitstream/REPOSIP/264725/1/Gomes_LaercioGouvea_D.pdf>

GONÇALVES, R. A. *Investigation of the Machinability of Aluminum Alloys of the 6XXX Series*. 2012. 107 f. M. Sc. Dissertation, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

GOULART, P. R. *Caracterização da Microestrutura de Solidificação de Ligas Al-Fe e Correlação com Propriedades Mecânicas*. [s.l.] Universidade Estadual de Campinas, 2010.

GOULART, P. R. *Caracterização da microestrutura de solidificação de ligas Al-Fe e correlação com propriedades mecânicas*. 2010. 160f. Tese (Doutorado) -Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas - SP.

GOULART, P. R. *Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si*. [s.l.] Universidade Estadual de Campinas, 2005.

GREENWOOD, N.N. *Vanadium to dubnium: from confusion through clarity to complexity*. *Catalysis Today*, v. 78, p. 5-11, 2003

GRIFFITH, W. P.; MORRIS, P. J. T. *Charles Hatchett FRS (1765-1847), chemist and discoverer of niobium*. *Notes and Records of the Royal Society*, v. 57, n. 3, p. 299–316, 2003

GÜNDÜZ, M.; ÇADIRLI, E. *Directional solidification of aluminium-copper alloys*. *Materials Science and Engineering A*, v. 327, n. 2, p. 167–185, 2002.

GÜNDÜZ, S. et al. *Effect of the addition of niobium and aluminium on the microstructures and mechanical properties of micro-alloyed pm steels*. *Materiali in Tehnologije*, v. 50, n. 5, p. 641–648, 2016.

HATCHETT, C.; HATCHETT, R. A. C. *Química educación Charles Hatchett: The discoverer of niobium*. *Educación Química*, v. 26, n. 4, p. 346–355, 2015.

HENRIQUE, C. et al. *On the Natural Convection in the Columnar to Equiaxed Transition in Directionally Solidified Aluminum-based Binary and Multicomponent Alloys*. v. 18, n. 6, p. 1362–1371, 2015.

HUTCHINSON, C. R. et al. *On the origin of the high coarsening resistance of Ω plates in Al-Cu-Mg-Ag alloys*. Acta Materialia, v. 49, n. 14, p. 2827–2841, 2001.

JESUS FILHO, E. S., *Processamento, Usinagem e Desgaste de Ligas Sintetizadas Para Aplicações Automotivas*. 2006. 162 p. Tese de Doutorado - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - Autarquia Associada à Universidade de São Paulo, SP.

JESUS FILHO, E. S.; JESUS, E. R. B.; ROSSI, J. L.; SALGADO, L.; COLOSIO, M. A.; SANTOS. *Assentos de Válvula Sintetizados – Avaliação da Usinabilidade e Desgaste*. In: XVII Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - CBECI Mat, 17, 15 a 19 de Novembro de 2006, Foz do Iguaçu-PR. p. 7358-7368.

KURZ, W.; FISHER D.J. *Fundamentals of Solidification*. 4th edition. Trans Tech

LEITE, R.C.C.; COMIN, A.; MACHADO JUNIOR, D.L.; PEREIRA, E.S.; MITLAG, H. e QUEIROZ, S.R. *Nióbio, uma conquista nacional*. São Paulo: Duas Cidades, 1988.

MACHADO, A. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T.; SILVA, M. B.; *Teoria da Usinagem dos Materiais*. Revisor técnico Rosalvo Tiago Ruffino. 1ª ed. ISBN 978-85-212-0452-7. São Paulo: Edgard Blücher, 2009. 370p.

MACHADO, A. R.; ABRÃO, A.; COELHO, R. T.; SILVA, M. B. *Teoria da usinagem dos materiais*. 2ª edição, Editora. Blucher, São Paulo, Brasil, 2011.

MACHADO, A. R.; SILVA, M. B., 2004. *Apostila de Usinagem dos Metais*. 8ª ed. Ed. UFU, Universidade Federal de Uberlândia. 257 p.

MARQUES, A., DIAS DA COSTA, D., OLIVEIRA LOPES, E. M., KLEIN GUSSOLI, M. *Avaliação da Eficiência Energética de Tornos Convencionais Baseada no Valor Médio da Energia Específica de Corte*. 8º COBEF, 2015.

MENDES, M. W. D. *Obtenção de pós de nb a partir da redução alumino térmica com ignição por plasma*. [s.l.] Universidade Federal do Rio Grande do Norte, 2005.

METALS HANDBOOK, 1989 ASM Handbook Machining v16

MISRA, D.; JANSTO, S. G. *Niobium in Heavy and Medium Sections for High – Rise Structures*. Proceedings of the Value-Added Niobium Microalloyed Construction Steels Symposium CBMM and TMS, 2015.

MONTALVAO, J. A. *Determinação da Usinabilidade dos Aços - Ferramentas N2711M e VPATLAS no Fresamento de Topo*. 2014. 169p, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia – MG.

MOTTA, F. P. *Propriedades de revestimentos de nióbio obtidos por aspersão térmica a plasma sobre aço API 5L X65*. Journal of Chemical Information and Modeling, v. 53, p. 1689– 1699, 2013.

MOUTINHO, D.J.C., *Análise da Evolução Microestrutural e da Formação de Macrosegregação e Microporosidade na Solidificação Unidirecional Transitória de Ligas Ternárias Al-Cu-Si*, 2012. Tese de Doutorado – Faculdade de Engenharia Mecânica – Universidade Estadual de Campinas, 2012.

MUNITZ, A.; GOKHALE, A. B.; ABBASCHIAN, R. *Effect of supercooling on the microstructure of Al-Nb alloys*. Journal of Materials Science, v. 35, n. 9, p. 2263–2271, 2000.

NASCIMENTO, M. S.; FRAJUCA C.; NAKAMOTO, F. Y.; SANTOS, G. A.; COUTO, A. A. *Correlação entre variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e resistência mecânica da liga Al-10%Si-2%Cu*. Revista Matéria. São Paulo, v.22, n.1, p.1-16, 2017

NBR ISO 6892 (2002) Materiais metálicos - Ensaio de tração à temperatura ambiente

OKAMOTO, T.; KISHITAKE, K. *Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys*. Journal of Crystal Growth, v. 29, n. 2, p. 137–146, 1975.

OLIVEIRA, T. F. DE. *A influência do tratamento térmico em óxidos mistos de nióbio e tântalo nano estruturados a partir da columbita*. [s.l.] Universidade Federal do Rio Grande do Norte, 2016.

OSÓRIO, W. R.; Peixoto, L. C.; Garcia, A. *Effects of mechanical agitation and of the addition of grain refiner on the microstructure and mechanical properties of castings of the Al-Sn alloy*. Revista Matéria vol.14 no.3 2009.

OSÓRIO, W.R., GARCIA, L.R., GOULART, P.R., GARCIA, A. *Effects of eutectic modification and T4 heat treatment on mechanical properties and corrosion resistance of an Al 9wt%Si casting alloy*. Materials Chemistry and Physics, v. 106, n. 2, pp. 343-349, December 2007.

PEIXOTO, L. C. L. *Microestruturas de solidificação e resistências mecânicas e a corrosão de ligas Pb-Sn diluídas*. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009. 111p. Dissertação

PERES, M. D. *Desenvolvimento da macroestrutura e da microestrutura na solidificação unidirecional transitória de ligas Al-Si*, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2005. Tese.

REYES R. V., KAKITANI R., T. A. COSTA, J. E. SPINELLI, N. CHEUNG, A. GARCIA, *Cooling thermal parameters, microstructural spacing and mechanical properties in a directionally solidified hypereutectic Al-Si alloy*, Philos. Mag. Lett. 96 (2016) 228-237.

ROCHA, J. C. *Macroestruturas, microestruturas e propriedades mecânicas de hélices navais fabricados no estado do Pará*. Society, n. 1, p. 8420–8430, 2006.

ROOY, E.L., *Aluminum and Aluminum Alloys*, 15 ed., 743-770, ASM Handbook, 1988.

ROSA, D. M. *Estruturas Celulares , Transição Celular / Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória Estruturas*.Tese, p. 171, 2007.

ROSA, D. M. *Estruturas Celulares, Transição Celular/Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória* –Tese de doutorado, Unicamp – Campinas, 2007

ROSA, D. M. et al. *Cellular/dendritic transition and microstructure evolution during transient directional solidification of Pb-Sb alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, v. 39, n. 9, p. 2161–2174, 2008.

RUAN, Y. et al. *Rapid eutectic growth and applied performances of Fe[*sbn*]Al[*sbn*]Nb alloy solidified under electromagnetic levitation condition*. *Materia lsand Design*, v. 112, p. 239– 245, 2016.

SANTOS, G. A. *Tecnologia dos Materiais Metálicos: Propriedades, Estruturas e Processos de Obtenção*. São Paulo: Érica; 2015.

SANTOS, R. G. *Transformação de fases em materiais metálicos*. Campinas, SP: Editora da Unicamp, 2006, 432 p.

SILVA, B. L. et al. Correlation between dendrite arm spacing and microhardness during unsteady-state directional solidification of Al-Ni alloys. *Philosophical Magazine Letters*, v. 91, n. 5, p. 337–343, 2011.

SILVA, J. I. S. *Caracterização Microestrutural e Mecânica de Ligas Diluídas de Alumínio-Nióbio (Al-Nb)*. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia, Publicação 52A/2017, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 89p.

SILVA, L. B.; GARCIA, A.; SPINELLI, J. E. *The effects of microstructure and intermetallic phases of directionally solidified Al-Fe alloys on microhardness*. *Materials Letters* 89, 2012, 291-295.

SIQUEIRA, I. L., *Estudo da usinagem de sedes de válvulas de admissão de motores de combustão interna, 2009*. 163 p. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

SPINELLI, J. E. et al. *Influence of melt convection on dendritic spacings of downward unsteady-state directionally solidified Al-Cu alloys*. Materials Science and Engineering A, v. 383, n. 2, p. 271–282, 2004.

TANG. Y., 2012, *Optimization strategy in end milling process for high speed machining of hardened die/mold steel*, *Journal of University of Science and Technology Beijing*, Volume 13, Number 3, June 2006, Page 240

TOLEDO, R. C. *Estudo da influência da gravidade na solidificação de ligas metálicas eutéticas*. n. May, 2014.

TRENT, E. M., WRIGHT, P. K.(2000) *Metal Cutting*, 4th ed., publishing house Butterworth–Heinemann, United States of America

WANG, C. et al. *Microstructure evolutions of Ni-Ti-Nb-Al alloys with different Al addition*. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 695, p. 2923–2929, 2017.

WANG, F. et al. *A high thermal gradient directional solidification method for growing superalloy single crystals*. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 214, n. 12, p. 3112–3121, 2014.

WANG, X. L.; ZHANG, K. F. *Mechanical alloying, microstructure and properties of Nb-16Si alloy*. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 490, n. 1–2, p. 677–683, 2010.

WANG. C., XIE. Y., ZHENG. L., QIN. Z., TANG. D., SONG. Y,(2014) *Research on the Chip Formation Mechanism during the High-Speed Milling of Hardened Steel*, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2014.01.002>

YILDIRIM, M.; AKDENIZ, M. V.; MEKHRABOV, A. O. *Microstructural evolution and room-temperature mechanical properties of as-cast and heat-treated Fe50Al50-nNb alloys (n=1, 3, 5, 7, and 9 at%)*. *Materials Science and Engineering A*, v. 664, p. 17–25, 2016.

Sítios virtuais

Disponível em:

<http://repositorio.unb.br/bitstream/10482/32281/1/2018_MaycolMoreiraCoutinho.pdf>.

Disponível em:

<http://repositorio.unb.br/bitstream/10482/16508/1/2014_PatriciaPereiraDantas.pdf>.

Disponível em:

<http://repositorio.ufpa.br/jspui/bitstream/2011/5089/1/Dissertacao_AvaliacaoPropriedadesMecanicas.pdf>.

Disponível em:

<http://repositorio.ufpa.br:8080/jspui/bitstream/2011/5558/1/Dissertacao_InfluenciaConveccaoTermossolutalTransicao.pdf>.

Disponível em: <http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242009000200002>.

Disponível em: <<http://www2.ifrn.edu.br/ojs/index.php/HOLOS/article/view/1483>>.

Disponível em: <https://www.researchgate.net/journal/0890-6955_International_Journal_of_Machine_Tools_and_Manufacture>.

ANEXOS

Anexo A - Programação computacional para análise estatística das forças na direção Fx, Fy e Fz com software científico numérico Scilab.

```
// Determinacao das forcas de corte (Fx, Fy e Fz)
//Autores profs.: ILDEU/ Luiz Carlos/ Paulo Mota - IFG/vinicius-UNB
// data: 10/out/2018

// Inicializacao do sistema
clear;
close;
clc;

// Carregar as funções
exec('tempo.sci',-1);
exec('rms.sci',-1);
exec('valorRMS.sci',-1);

//leitura da planilha com nomes dos arquivos
//a planilha com os nomes de arquivos
planilha=readxls("arquivos_analise.xls");
planilha=planilha(1);
//iteracao

matforças=zeros(1,4);//matriz de forças
iterArq=1;
numeroArqs=size(planilha,1);

// ++++++
// ---- Título dos Ensaios
texto_teste="Ensaios AL0,4%Nb";
// ++++++

while(iterArq<=numeroArqs)
```

```

// Selecionar Arquivo de trabalho
//nomearq = uigetfile("*.*", "Escolha um arquivo");

nomearq=planilha(iterArq)+".txt";
mD=fscanfMat(nomearq);
vt=mD(:,1);
vfx=mD(:,2);
vfy=mD(:,3);
vfz=mD(:,4);

//nome do gráfico
nomegrafico=part(nomearq,1:length(nomearq)-4)
// sinal em bruto
xset("fontsize",4);// estilo de fonte
figure(0)
plot2d(vt,vfx);
xstring(40,-150,"sinalbruto - Nr: "+string(iterArq));

xs2png(0,nomegrafico+"_bruto_sinal"+" .png");

// SELECIONAR o Sinal útil (intervalo para analise)
// Esse intervalo dever ser definido pelo usuário
// os valores podem ser visualizados no sinal em bruto (Figura 0)
printf("Aguardando por click no gráfico...");
ti=xclick();
ti=ti(2);// tempo inicial [s]
tf=xclick();
tf=tf(2);// tempo final [s]
clc;

// coordenadas do ponto inicial e final
//.alterara frequencia usada no ensaio
ci=ti*4000+1;
cf=tf*4000+1;

```

```

vt=vt(ci:cf);
// recurso para zerar vetores de tempo que nao comecam com zero...
vt=vt(1:length(vt))-vt(1);

vfx=vfx(ci:cf);
vfy=vfy(ci:cf);
vfz=vfz(ci:cf);

CompJanela=30;
vrmsT=tempo(vt,CompJanela);
vrmsFx=rms(vfx,CompJanela);
vrmsFy=rms(vfy,CompJanela);
vrmsFz=rms(vfz,CompJanela);

figure(1);
xset("fontsize",4);// estilo de fonte
plot2d(vt,vfx);
title(texto_teste,"fontsize",4);
xlabel('tempo [s]','fontsize",4);
ylabel('Força na direção X (Fa) [N]','fontsize",4);
xstring(10,40,"sinal útil");
xgrid;

xs2png(1,nomegrafico+"_Fa_bruto_sinal"+"_png");

//posição do texto
px=(tf-ti)/6;
py=valorRMS(vfx)/2;
py2=py-5;

figure(2);
set(gca(),"auto_clear","off");// = hold on equivalente do Matlab
xset("fontsize",4);// estilo de fonte
plot2d(vrmsT,vrmsFx);

```

```

vValorRms=linspace(valorRMS(vfx),valorRMS(vfx),length(vfx));
plot2d(vt,vValorRms,color("red"))// 'red' = cor vermelha
xstring(px,py,"sinalrms - Fx ");
xstring(px,py2,"RMS médio = "+string(valorRMS(vfx))+" N");
title(texto_teste,"fontsize",4);
xlabel('tempo [s]','fontsize',4);
ylabel('RMS da Força na direção X (Fa) [N]','fontsize',4);
set(gca(),"auto_clear","on")// = hold off equivalente do Matlab

xs2png(2,nomegrafico+"_Fa_rms"+" .png");//exporta figura em .png

py=valorRMS(vfy)/2;
py2=py-5;

figure(3);
set(gca(),"auto_clear","off")// = hold on equivalente do Matlab
xset("fontsize",4)// estilo de fonte
plot2d(vrmsT,vrmsFy);
vValorRms=linspace(valorRMS(vfy),valorRMS(vfy),length(vfy))
plot2d(vt,vValorRms,color("red"))// 'red' = cor vermelha
xstring(px,py,"sinalrms - Fy ");
xstring(px,py2,"RMS médio = "+string(valorRMS(vfy))+" N");
title(texto_teste,"fontsize",4);
xlabel('tempo [s]','fontsize',4);
ylabel('RMS da Força na direção Y (Fp) [N]','fontsize',4);
set(gca(),"auto_clear","on")// = hold off equivalente do Matlab

xs2png(3,nomegrafico+"_Fp_rms"+" .png");//exporta figura em .png

py=valorRMS(vfz)/2;
py2=py-5;

figure(4);
set(gca(),"auto_clear","off")// = hold on equivalente do Matlab

```

```

xset("fontsize",4);// estilo de fonte
plot2d(vrmsT,vrmsFz);
vValorRms=linspace(valorRMS(vfz),valorRMS(vfz),length(vfz));
plot2d(vt,vValorRms,color("red"));// 'red' = cor vermelha
xstring(px,py,"sinalrms - Fz ");
xstring(px,py2,"RMS médio = "+string(valorRMS(vfz))+ " N");
title(texto_teste,"fontsize",4);
xlabel('tempo [s]','fontsize",4);
ylabel('RMS da Força Axial (Fc) [N]','fontsize",4);
set(gca(),"auto_clear","on");// = hold off equivalente do Matlab

xs2png(4,nomegrafico+"_Fc_rms"+" .png");//exporta figura em .png

//fecha as janelas gráficas
close;close;close;close;close;
disp('ti= ',ti);
disp('tf= ',tf);
matforças($+1,:)= [iterArq,valorRMS(vfx),valorRMS(vfy),valorRMS(vfz)];

iterArq=iterArq+1;

end

//escreve matriz forças em csv
csvWrite(matforças,"dados.csv"," ",".");

```

Anexo B - Tabelas - Valor das forças na direção de fx, fy e fz com análise da profundidade de corte ap(mm), velocidade de corte vc(m/min) rotações por minutos rpm e profundidade de corte avanço(mm), para as ligas Al0,4%Nb e Al0,8%Nb.

AL04%Nb	Fx(Fa)	Fy(Fp)	Fz(Fc)	Avanço (mm/rotação)	Rotação (rpm/min)	Profundidade (mm)
E11(POSIÇÃO 52,00)	41,60	27,80	87,53	0,05	2386,00	1,00
E12	57,55	34,21	100,38	0,05	2386,00	1,00
E13	54,03	32,52	92,98	0,05	2386,00	1,00
E14	55,73	33,35	104,44	0,05	2386,00	1,00
E21(POSIÇÃO 35,00)	55,85	33,46	101,60	0,05	2386,00	1,00
E22	48,33	24,53	98,83	0,05	2386,00	1,00
E23	53,55	31,79	99,07	0,05	2386,00	1,00
E24	53,59	32,55	99,63	0,05	2386,00	1,00
E31(POSIÇÃO 22,00)	53,84	32,21	97,57	0,05	2386,00	1,00
E32	62,71	31,00	109,73	0,05	2386,00	1,00
E33	57,50	32,50	102,26	0,05	2386,00	1,00
E34	55,95	34,57	103,48	0,05	2386,00	1,00
E41(POSIÇÃO 7,50)	56,81	33,83	106,81	0,05	2386,00	1,00
E42	57,50	33,46	113,74	0,05	2386,00	1,00
E43	58,87	35,34	106,45	0,05	2386,00	1,00
E44	55,18	34,44	109,21	0,05	2386,00	1,00

AL08%NB	FX(Fa)	FY(Fp)	FZ(Fc)	Avanço (mm/rotação)	Rotação (rpm/min)	Profundidade (mm)
E11(POSIÇÃO 52,00)	40,73	28,22	79,84	0,05	2386,00	1,00
E12	51,00	32,34	92,95	0,05	2386,00	1,00
E13	44,71	26,00	78,68	0,05	2386,00	1,00
E14	44,71	27,60	78,97	0,05	2386,00	1,00
E22(POSIÇÃO 35,00)	53,27	32,12	93,67	0,05	2386,00	1,00
E23	51,51	31,67	89,01	0,05	2386,00	1,00
E24	45,32	29,14	87,98	0,05	2386,00	1,00
E31(POSIÇÃO 22,00)	52,15	32,08	94,43	0,05	2386,00	1,00
E32	52,22	31,91	94,74	0,05	2386,00	1,00
E33	56,96	33,25	102,91	0,05	2386,00	1,00
E34	69,25	51,76	95,37	0,05	2386,00	1,00
E41(POSIÇÃO 7,5)	47,59	26,96	93,43	0,05	2386,00	1,00
E42	62,46	33,79	109,98	0,05	2386,00	1,00
E43	60,83	34,48	104,72	0,05	2386,00	1,00
E44	58,94	33,60	99,54	0,05	2386,00	1,00