



PROJETO DE GRADUAÇÃO

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
LIGAS DE ALUMÍNIO-NÍÓBIO LAMINADAS A FRIO**

Autor: Renato Martins Pinto

Orientador: Prof. Dr. Daniel Monteiro Rosa

Universidade de Brasília - UnB
Faculdade de Tecnologia
Departamento de Engenharia Mecânica

Brasília, DF

2021

RENATO MARTINS PINTO

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
LIGAS DE ALUMÍNIO-NIÓBIO LAMINADAS A FRIO**

Monografia submetida ao curso de graduação em Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília como requisito parcial para obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

Orientador: Prof. Dr. Daniel Monteiro Rosa

Brasília, DF

2021

Renato Martins Pinto

Monografia submetida como requisito parcial para obtenção do título de Engenheiro Mecânico da Universidade de Brasília em 13/08/21. Apresentada e aprovada pela banca examinadora abaixo assinada:

Prof. Dr. Daniel Monteiro Rosa, UnB

Orientador

Prof. Dr. Jorge Luiz de Almeida Ferreira, UnB

Membro Convidado

Profa. Dra. Palloma Vieira Muterlle, UnB

Membro Convidado

Brasília, DF
2021

RESUMO

Este trabalho teve como objetivo estudar a influência de um processo de conformação a frio nas propriedades mecânicas e nas microestruturas de ligas diluídas de alumínio-nióbio. Amostras foram fabricadas a partir de lingotes de ligas Al 0,8% Nb e Al 1,2% Nb (Silva, 2017) solidificadas em dispositivo unidirecional vertical ascendente. Essas amostras produzidas foram analisadas em 3 estados distintos (como fundidas e após serem submetidas a uma redução em área de seção transversal de 56,50% e de 84,53%) quanto a sua microestrutura e o seu desempenho mecânico em ensaios dos materiais. A análise metalográfica das ligas revelou que a microestrutura das amostras se mostrou mais refinada quanto menor a distância da interface metal/molde. O efeito da laminação na microestrutura do material foi bem perceptível e se apresentou de forma mais significativa quanto maior a redução em área realizada. As amostras da liga Al 1,2% Nb obtiveram maiores valores para os módulos de elasticidade quando comparados aos das amostras da liga Al 0,8% Nb, o que sugere ser uma consequência da presença em maior teor do soluto nióbio. Os ensaios de tração realizados permitiram a determinação das propriedades mecânicas associadas. A aplicação do método de construção de Considère permitiu que fosse obtida a tensão no ponto de máxima carga no ensaio real. Os ensaios de tração se mostraram uma boa alternativa para se obter uma aproximação do valor do módulo de elasticidade do material, mas os ensaios de excitação por impulso produziram resultados mais próximos dos valores esperados. As medidas de dureza das amostras como fundidas e laminadas da liga Al 1,2% Nb foram mais elevadas que as aferições das respectivas amostras da liga Al 0,8% Nb e, novamente, existe a possibilidade de essa diferença ser um resultado da maior concentração de soluto na liga. Os valores medidos para a dureza das amostras conformadas foram maiores que os valores encontrados para a dureza das amostras como fundidas, indicando que o encruamento decorrente da deformação plástica alcançada contribuiu para esse comportamento.

Palavras-chave: Ligas de alumínio. Laminação. Propriedades mecânicas. Microestrutura.

ABSTRACT

This work aimed to study the influence of a cold forming process on the mechanical properties and microstructures of dilute aluminum-niobium alloys. Samples were manufactured from Al 0.8% Nb and Al 1.2% Nb alloy ingots (Silva, 2017) solidified in a vertical ascending unidirectional device. These produced samples were analyzed in 3 different states (as cast and after being submitted to a reduction in cross-sectional area of 56.50% and of 84.53%) considering their microstructure and their mechanical performance in material tests. The metallography analysis of the alloys revealed that the microstructure of the samples proved to be more refined the smaller the distance from the metal/mold interface. The effect of lamination on the microstructure of the material was very noticeable and presented in a more significant way the greater the area reduction accomplished. The samples of Al 1.2% Nb alloy had higher values for the modulus of elasticity when compared to the samples of Al 0.8% Nb alloy, which suggests that it is a consequence of the higher content of the niobium solute. The tensile tests carried out allowed the determination of the mechanical properties associated. The application of the Considère construction method allowed the tensile strength at the point of maximum load in the real test to be obtained. The tensile tests proved to be a good alternative to obtain an approximation of the material's modulus of elasticity, but the impulse excitation tests produced results closer to the expected values. The hardness measurements of the samples as cast and laminated of the Al 1.2% Nb alloy were higher than the measurements of the respective samples of the Al 0.8% Nb alloy and, again, it is probable that this difference is a result of the higher solute concentration in the alloy. The measured values for the hardness in the formed samples were higher than the values found for the hardness in the samples as cast, indicating that the hardening reached by the applied plastic deformation contributed to this behavior.

Keywords: Aluminum alloys. Lamination. Mechanical properties. Microstructure.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1.1 - Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação (Rosa, 2007).	13
Figura 2.1 - Representação esquemática do crescimento de grãos na zona coquilhada e surgimento da zona colunar (Garcia, 2007).....	17
Figura 2.2 - Representação esquemática das diferentes zonas macroestruturais (Garcia, 2007).	18
Figura 2.3 - Representação esquemática do diagrama de equilíbrio de ligas binárias para $k < 1$ e para $k > 1$; T_{liq} - temperatura <i>liquidus</i> e T_{sol} - temperatura <i>solidus</i> (Garcia, 2007).	19
Figura 2.4 - Indicação da região com super-resfriamento constitucional: a) perfil de concentração de soluto à frente da interface sólido/líquido ($k < 1$); e b) perfil inverso de temperatura <i>liquidus</i> correspondente à região super-resfriada constitucionalmente, quando o perfil real de temperatura no metal líquido for aquele indicado em T_{R2} (Garcia, 2007).....	20
Figura 2.5 - Esquema do desenvolvimento de uma interface celular (Adaptada de Dantas, 2014).	22
Figura 2.6 - Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SC - grau de super-resfriamento; G – gradiente térmico à frente da interface S/L; v – velocidade da interface S/L; e C_0 – concentração de soluto na interface S/L (Garcia, 2007).	23
Figura 2.7 - Espaçamentos dendríticos primários (λ_1) e secundários (λ_2) (Goulart, 2010).	24
Figura 2.8 - Discordâncias organizadas de maneira homogênea em um grão encruado (Padilha & Siciliano, 2005).	26
Figura 2.9 - Discordâncias organizadas de maneira heterogênea em um grão encruado (Padilha & Siciliano, 2005).	27
Figura 3.1 - Fluxograma do planejamento experimental.....	28
Figura 3.2 - Ilustração esquemática da sequência de cortes necessária para a realização das análises química e metalográfica e dos ensaios dos materiais.....	29
Figura 3.3 - Representação esquemática da obtenção de uma amostra transversal ao fluxo de calor para a análise microestrutural da face de uma liga solidificada de forma unidirecional vertical ascendente (Adaptada de Goulart, 2010).....	29
Figura 3.4 - Laminador elétrico da marca Máquinas Coelho na configuração duo.	31
Figura 3.5 - Esquema básico do posicionamento da amostra para medida das frequências de ressonância flexional usando o método de excitação por impulso (Adaptado de ASTM INT., 2007).	33
Figura 3.6 - Equipamento Sonelastic desenvolvido pela ATCP Engenharia Física para medição dos módulos elásticos através do método de excitação por impulso.	34
Figura 3.7 - Dimensões dos corpos de prova utilizados em mm (Adaptada de ASTM INT., 2009).....	35
Figura 3.8 - Equipamento de ensaio de tração com extensômetro (Maranhão, 2019).	35
Figura 3.9 - Durômetro universal modelo ZHU250 da Zwick/Roell (Disponível em: www.directindustry.com/pt/prod/zwickroell-gmbh-co-kg/product-15660-1100157.html . Acesso em: abril 2021).	37
Figura 4.1 - Fichas de resultados das ligas (a) Al 0,8% Nb e (b) Al 1,2% Nb fornecidos por análise química segundo a técnica de espectrometria de fluorescência de raios X.	38

Figura 4.2 - Macroestruturas dos lingotes das ligas (a) Al 0,8% Nb e (b) Al 1,2% Nb (Silva, 2017) solidificadas em dispositivo unidirecional vertical ascendente.....	40
Figura 4.3 – Microestruturas da liga Al 0,8% Nb nas posições 5, 38 e 49 mm em relação à base do lingote: CF – como fundidas; L3 – 56,50% de redução em área; L6 – 84,53% de redução em área (aumento óptico de 200x).....	42
Figura 4.4 – Microestruturas da liga Al 1,2% Nb nas posições 5, 27 e 49 mm em relação à base do lingote: CF – como fundidas; L3 – 56,50% de redução em área; L6 – 84,53% de redução em área (aumento óptico de 200x).....	43
Figura 4.5 - Curvas módulos de elasticidade das amostras como fundidas em função das distâncias à base refrigerada dos lingotes.....	44
Figura 4.6 - Módulos de elasticidade em função das reduções em área total aplicadas pelo processo de laminação nas ligas (a) Al 0,8% Nb e (b) Al 1,2% Nb.....	46
Figura 4.7 - Curvas tensão-deformação de engenharia para a liga Al 0,8% Nb obtidas de corpos de prova com centro geométrico a (a) 49 mm e (b) a 5 mm da base do lingote.....	47
Figura 4.8 - Curva tensão verdadeira-deformação verdadeira para a liga Al 0,8 % Nb. O corpo de prova está a distância de 5 mm da interface metal/molde.	49
Figura 4.9 – (a) Método de construção de Considère para determinação da tensão real no ponto de máxima carga para a liga Al 0,8% Nb na posição 5 mm. (b) Imagem ilustrativa da determinação do ponto de máxima carga no ensaio real.	50
Figura 4.10 - Dureza Vickers em função da posição relativa à base do lingote para as amostras como fundidas.	51
Figura 4.11 - Dureza Vickers em função da redução em área total das amostras da liga (a) Al 0,8% Nb e (b) Al 1,2% Nb nas posições especificadas.....	52

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 - Redução em área para os corpos de prova das ligas Al 0,8% Nb e Al 1,2% Nb decorrente de cada passe de laminação.	41
Tabela 4.2 - Propriedades mecânicas das amostras de posição 49 mm e 5 mm retiradas do lingote Al 0,8% Nb.	48

NOMENCLATURA

Letras Latinas

A_o	Área inicial da seção transversal	[m ²]
A_f	Área final da seção transversal	[m ²]
C_L	Porcentagem de soluto na fase líquida em equilíbrio	[% em peso]
C_o	Concentração nominal da liga	[% em peso]
C_S	Porcentagem de soluto na fase sólida em equilíbrio	[% em peso]
E	Módulo de elasticidade	[Pa]
G_L	Gradiente térmico	[K/m]
HV	Dureza Vickers	
k	Coefficiente de distribuição de soluto	[adimensional]
l_o	Comprimento inicial	[m]
l_f	Comprimento final	[m]
R_A	Redução em área de seção transversal	[adimensional]
T_{liq}	Temperatura da isoterma <i>liquidus</i>	[K]
T_{sol}	Temperatura da isoterma <i>solidus</i>	[K]
\dot{T}	Taxa de resfriamento	[K/s]
v_L	Velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i>	[m/s]

Letras Gregas

ε_c	Deformação convencional de engenharia	[adimensional]
ε_r	Deformação real	[adimensional]
δ	Alongamento	[%]
λ_1	Espaçamento dendrítico primário	[m]
λ_2	Espaçamento dendrítico secundário	[m]
σ_c	Tensão convencional de engenharia	[Pa]
σ_r	Tensão real	[Pa]

Subscritos

L	Líquido
S	Sólido
S/L	Sólido/Líquido

Abreviações

CF	Como fundido
L3	Submetido a 3 passes de laminação
L6	Submetido a 6 passes de laminação
SRC	Super-resfriamento constitucional

Siglas

ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	12
2	REVISÃO DA LITERATURA.....	15
	2.1 ESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO.....	15
	2.2 PROCESSAMENTO MECÂNICO	24
3	MATERIAIS E MÉTODOS	28
	3.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	28
	3.2 LAMINAÇÃO.....	31
	3.3 ENSAIO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO.....	33
	3.4 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	35
	3.5 ENSAIO DE DUREZA	37
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	38
	4.1 ANÁLISE QUÍMICA.....	38
	4.2 ANÁLISE DA MACROESTRUTURA	39
	4.3 DEFORMAÇÃO PLÁSTICA	41
	4.4 ANÁLISE DA MICROESTRUTURA.....	41
	4.5 ENSAIO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO.....	44
	4.6 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	46
	4.7 ENSAIO DE DUREZA	51
5	CONCLUSÕES.....	54
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	56

1 INTRODUÇÃO

A solidificação é o fenômeno de transformação de um material que se apresenta, inicialmente, no estado líquido para o estado sólido. Essa transformação é, provavelmente, a mais importante transformação de fases nas aplicações da ciência e engenharia de materiais. Enquanto um sólido apresenta uma forma definida, um líquido apresenta uma baixa resistência mecânica à aplicação de uma força de cisalhamento adquirindo a forma do recipiente que o contém (Callister, 2000).

A estrutura atômica dos sólidos é conhecida, mas o mesmo não ocorre com os líquidos, os quais possuem uma estrutura amorfa. Os átomos nos sólidos são arranjados de maneira a formar uma estrutura atômica de longo alcance, visto que eles vibram em torno de uma posição de equilíbrio eletrônico. Já nos líquidos isso não acontece, pois os seus átomos constituintes possuem maior energia cinética e estão realizando um intenso movimento atômico no espaço. A solidificação nos metais tem como um de seus efeitos a fixação desses átomos dispersos em uma rede cristalina, ou seja, eles são organizados segundo uma estrutura atômica (Shackelford, 2008).

Uma análise global dos atuais processos de manufatura de peças e componentes metálicos mostra que, com exceção dos artigos produzidos por técnicas de metalurgia do pó, todos os demais passam, pelo menos uma vez, pelo processo de solidificação. A solidificação está presente (Garcia, 2007):

- na fundição, que fornece os produtos essencialmente em sua forma definitiva;
- no lingotamento, que resulta em um material que será utilizado, posteriormente, em processos de conformação mecânica como a laminação, o forjamento e a extrusão;
- na soldagem, que permite a união de peças e/ou componentes;
- na refusão superficial com laser; e
- nos tratamentos térmicos.

A estrutura que se forma após a solidificação determina as propriedades do produto final. Pode-se afirmar que a solidificação influencia não só os produtos que são obtidos pelo processo de fundição, como também aqueles que são obtidos por lingotamento e que são posteriormente submetidos à trabalhos de conformação. Diferente do que se imagina, os trabalhos de conformação não eliminam todos os defeitos existentes na estrutura, de modo que a maioria deles permanecerá no produto final (Rosa, 2007).

As características mecânicas desse produto metálico dependem: do tamanho de grão; dos espaçamentos dendríticos; da natureza dos espaçamentos (se lamelares ou fibrosos); das

heterogeneidades de composição química; do tamanho, da forma e da distribuição das inclusões; das porosidades formadas (Garcia, 2007). Em função desses aspectos, constata-se a relevância da microestrutura obtida durante a solidificação, uma vez que ela está relacionada às propriedades mecânicas do material solidificado. A Figura 1.1 apresenta uma representação esquemática da microestrutura resultante de um processo de solidificação.

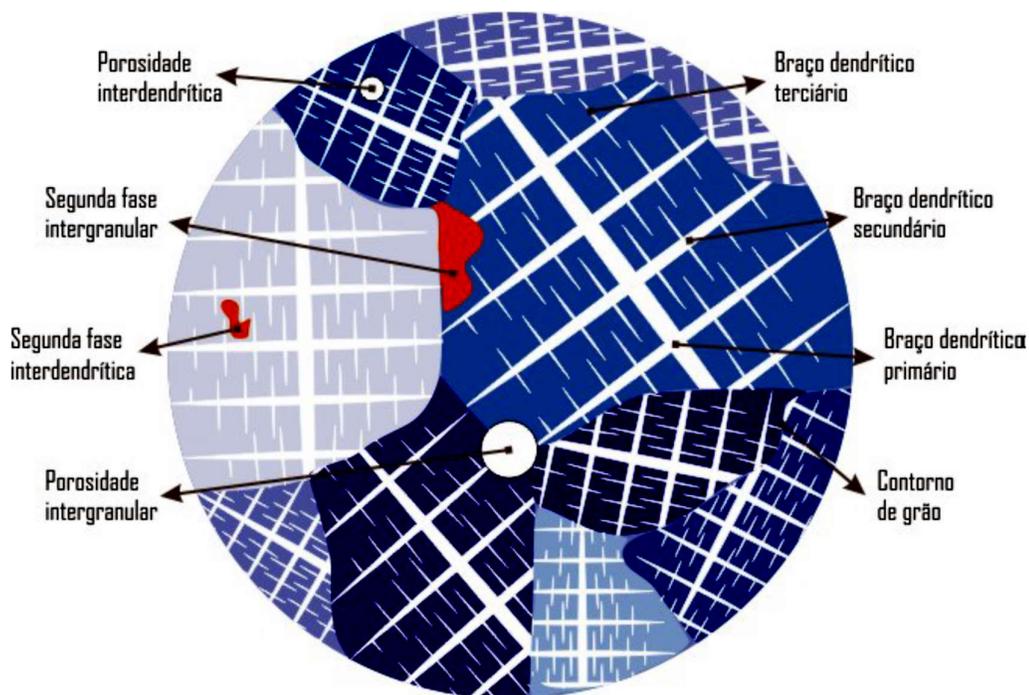


Figura 1.1 - Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação (Rosa, 2007).

O alumínio é um metal de grande importância para a indústria contemporânea, sendo o segundo metal mais produzido no mundo, perdendo somente para o ferro. O alumínio tem uma massa específica de $2,71 \text{ g/cm}^3$, o que corresponde a um terço da massa específica do aço, e um módulo de elasticidade de 69 GPa. Entretanto, o alumínio puro é um material relativamente macio que possui uma baixa resistência mecânica à tração (o limite de resistência à tração do alumínio comercialmente puro é de aproximadamente 90 MPa). Através da adição controlada de alguns elementos de liga, muitas das propriedades do alumínio podem ser melhoradas, ampliando-se, assim, sua aplicação industrial (ABAL, 2007).

Este trabalho analisa as propriedades mecânicas e as microestruturas de ligas Al 0,8% Nb e Al 1,2% Nb produzidas por Silva (2017) por possuírem poucos estudos disponíveis na literatura sobre ligas de alumínio tendo o nióbio como o principal elemento de adição. O sistema utilizado na fabricação dessas ligas no Laboratório de Solidificação de Metais da Universidade

de Brasília promoveu uma solidificação transitória unidirecional vertical ascendente fazendo uso de um molde refrigerado a água como meio de extração de calor durante esse processo. Consequentemente, foram obtidas variações microestruturais ao longo da altura do lingote, as quais podem ser relacionadas com as propriedades mecânicas das ligas e isso permitirá avaliar o resultado dos parâmetros de solidificação impostos em seus respectivos processos de confecção e, guiar solidificações futuras que visem a obtenção de propriedades específicas para o produto final. Foram ensaiadas também amostras para a obtenção de propriedades mecânicas em função das microestruturais após a realização de processos de laminação com o objetivo de avaliar os efeitos provocados pela deformação a frio nas ligas estudadas.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 ESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO

A estrutura bruta de fusão que é obtida pelo processo de solidificação, determina as propriedades do produto final. Isso ocorre não somente no caso de peças fundidas as quais são fabricadas com a sua forma definitiva, mas também em produtos obtidos por lingotamento que passarão por processos de conformação para a produção de chapas, fios ou forjados. Determinados defeitos da estrutura bruta, podem desaparecer macroscopicamente durante esse processo de deformação plástica de lingotes, mas a maioria deles permanecerá até o produto final (Callister, 2000).

Além da microestrutura (os espaçamentos celulares ou dendríticos), as características mecânicas de um produto dependem de outros fatores como: o tamanho de grão; a natureza dos espaçamentos (se lamelares ou fibrosos); as heterogeneidades de composição química; o tamanho, a forma e a distribuição das inclusões; e as porosidades formadas (Garcia, 2007).

De modo geral, as substâncias podem apresentar três estados físicos de agregação atômica: sólido, líquido e gasoso. A fusão é o fenômeno compreendido pela mudança do estado sólido para o líquido. Ela ocorre a uma mesma temperatura para substâncias puras e em intervalos de temperaturas para uma mistura de componentes (como é o caso das ligas binárias). A solidificação é o caminho de sentido contrário ao da fusão. A solidificação tem início com o aparecimento de pequenos aglomerados de átomos em um sistema (nucleação), que crescem até que a transformação esteja completa (crescimento de grão). O surgimento desses aglomerados e o seu posterior crescimento caracterizam o modo de formação da microestrutura em metais e ligas metálicas: os aspectos cinéticos, térmicos, químicos e termodinâmicos estão fortemente relacionados durante a obtenção dessa microestrutura (Ohno, 1988).

Qualquer processo baseado na solidificação de um metal deve atender a certas condições para que o resultado seja um produto com um bom padrão de qualidade e a aplicação do produto final em questão é que determinará os parâmetros térmicos de solidificação a serem utilizados. Visto que as propriedades finais de um material fundido dependem da estrutura solidificada, essas propriedades finais dependem, portanto, de fatores do processo de solidificação como: a temperatura de vazamento; a direção e o sentido do fluxo de calor; o gradiente térmico; a velocidade da interface sólido/líquido (Garcia, 2007).

As estruturas de solidificação podem ser subdivididas em: macroestruturas e microestruturas. As macroestruturas são formações estruturais que podem ser observadas e avaliadas a olho nu ou com o auxílio de um aumento óptico de até 10 vezes. Enquanto que as microestruturas só podem ser observadas por intermédio de aumentos ópticos a partir de 10 vezes e que avançam na escala da observação nanométrica (com o auxílio de técnicas de microscopia eletrônica).

Macroestruturas de solidificação

A formação da macroestrutura tanto nos metais puros quanto nas ligas metálicas é semelhante do ponto de vista macroscópico e no que diz respeito à disposição das estruturas. Essas macroestruturas podem se apresentar em três diferentes morfologias: coquilhada, colunar e equiaxial.

As três formações morfológicas mencionadas podem vir a ocorrer em uma mesma peça fundida, sendo mais comum a ocorrência das estruturas colunar e equiaxial, com uma região de transição abrupta entre elas. Tanto a transição, quanto a formação das outras morfologias dependem das condições operacionais e condições impostas pelo sistema metal/molde (Siqueira, 2001).

Na maioria dos casos, quando um metal líquido é vertido em um molde, a porção do metal líquido que entra em contato inicialmente com as paredes frias da lingoteira é rapidamente super-resfriada. Isso ocorrerá mais rapidamente ou vagarosamente de acordo com a difusividade térmica do molde. Nessa fina camada de líquido super-resfriado que se forma ocorre uma alta frequência de nucleação de grãos cristalinos com uma orientação aleatória. Essa camada de pequenos grãos concentrados a uma pequena distância da superfície do lingote é denominada de zona coquilhada. O tamanho dessa zona depende de uma série de fatores dentre os quais pode-se citar a temperatura de vazamento do metal líquido e o coeficiente de transferência de calor da interface metal/molde. Após o surgimento dessa primeira camada sólida, os únicos grãos que ganharão maiores proporções serão aqueles que estarão crescendo a partir das paredes do molde e em direção ao metal líquido. Desses grãos, aqueles que tiverem direções de crescimento mais coincidentes com a direção do fluxo de calor, ou seja, perpendicular à parede do molde, crescerão de forma seletiva porque esta é a direção preferencial de crescimento de grãos.

Os grãos que não tiverem direções favoráveis de crescimento serão bloqueados e coibidos de crescer. Esse processo origina uma região denominada de zona colunar (Goulart, 2010). A Figura 2.1 é uma representação do processo de formação de uma zona coquilhada e de uma zona colunar durante o processo de solidificação.

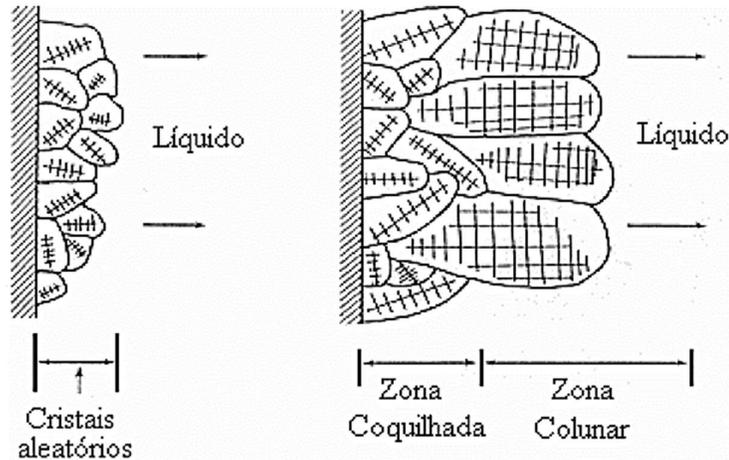


Figura 2.1 - Representação esquemática do crescimento de grãos na zona coquilhada e surgimento da zona colunar (Garcia, 2007).

O crescimento dos cristais colunares em direção ao centro do lingote continua enquanto o calor é progressivamente retirado pelo metal solidificado e conduzido ao molde. Entretanto, o líquido na região central do lingote pode tornar-se super-resfriado tanto por efeito térmico quanto por efeito constitucional. Qualquer um desses casos que venha a ocorrer, implicará no surgimento de núcleos que crescerão aleatoriamente na forma de cristais e em direções aleatórias. Essa zona é denominada equiaxial. Dessa forma o crescimento da zona colunar pode ser impedido pela formação dessa zona equiaxial central (Garcia, 2007). A Figura 2.2 apresenta a representação esquemática das três zonas que podem constituir a macroestrutura de um lingote.

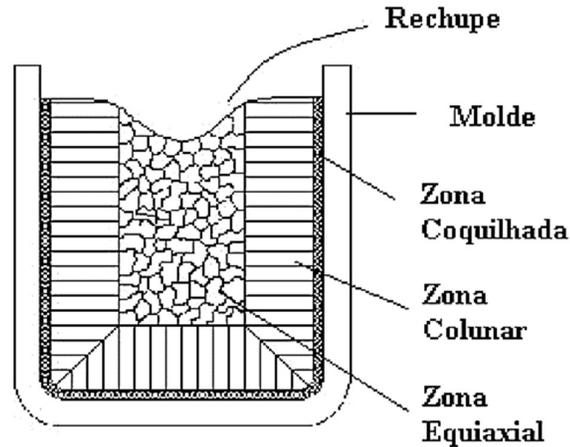


Figura 2.2 - Representação esquemática das diferentes zonas macroestruturais (Garcia, 2007).

A escolha do tipo de macroestrutura desejada, dependerá das condições de projeto, da análise e conhecimento dos esforços mecânicos atuantes no produto final e da relação custo/benefício para a obtenção da estrutura. Na grande maioria das situações práticas, é desejável que a estrutura bruta de solidificação se apresente na forma de grãos equiaxiais, já que esse tipo de macroestrutura se caracteriza pela isotropia de suas propriedades mecânicas (Cruz, 2008).

O coeficiente de distribuição de soluto

O coeficiente de distribuição ou de redistribuição de soluto é uma das características de uma solução binária, formada pela incorporação de um soluto a um solvente. No caso de soluções que apresentem fases com estados de agregação sólido e líquido a uma determinada temperatura, pode-se definir o coeficiente de distribuição no equilíbrio (k), como a relação entre a concentração de soluto no sólido (C_S) e a correspondente concentração de soluto no líquido (C_L), ou seja:

$$k = \frac{C_S}{C_L} \quad (2.1)$$

Os diagramas de equilíbrio de fases permitem a determinação do coeficiente de distribuição no equilíbrio em função da concentração de soluto e da temperatura.

Para uma situação idealizada, considera-se que as linhas *liquidus* e *solidus* são retas, conforme apresentado na Figura 2.3; logo, o coeficiente de distribuição de soluto é uma

constante. No caso em que a solubilidade do soluto no sólido é menor do que no líquido, o coeficiente de distribuição de soluto (k) é menor do que a unidade, enquanto que quando a solubilidade do soluto no sólido é maior do que no líquido, o coeficiente k é maior do que a unidade.

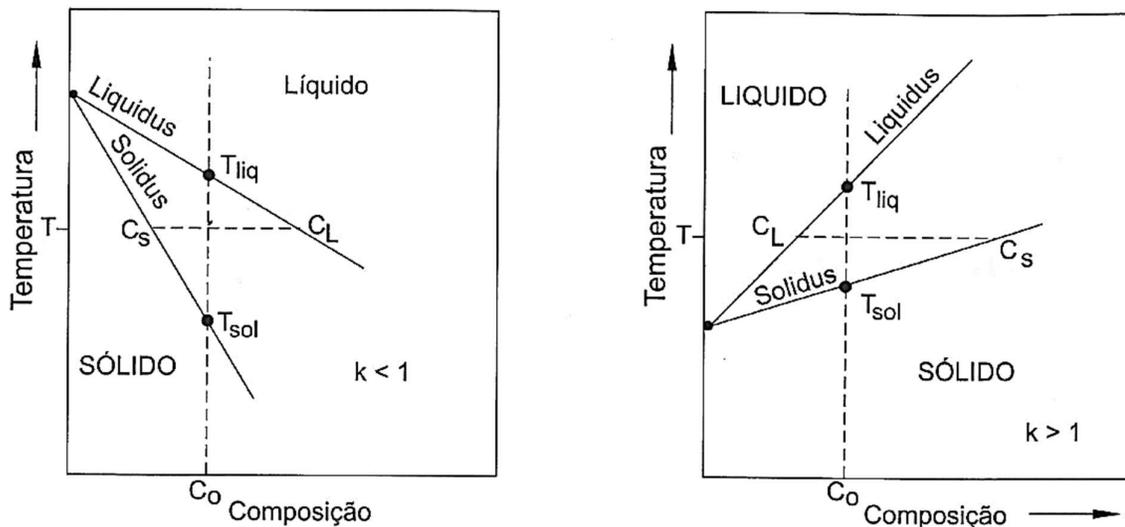


Figura 2.3 - Representação esquemática do diagrama de equilíbrio de ligas binárias para $k < 1$ e para $k > 1$; T_{liq} - temperatura *liquidus* e T_{sol} - temperatura *solidus* (Garcia, 2007).

Microestruturas de solidificação

As microestruturas de solidificação podem ser dos seguintes tipos: plana, celular e dendrítica. Os tipos de microestruturas presentes em uma liga estão fortemente relacionados com a modificação da interface sólido/líquido durante o processo de solidificação (Ohno, 1988).

A interface plana, que é observada nos metais puros, pode ser modificada para estruturas celular e dendrítica em função de parâmetros térmicos do sistema metal/molde durante a solidificação de ligas metálicas. O soluto (ou o solvente) é segregado nessa interface, o que provoca uma distribuição não uniforme no líquido à frente da interface e gera a sua instabilidade. Este aumento do teor de soluto (ou solvente) à frente da interface sólido/líquido promove um fenômeno que é favorável à nucleação de grãos e que é responsável pela gradativa instabilidade da interface. Tal fenômeno é conhecido na literatura como super-resfriamento constitucional (SRC) (Garcia, 2007).

Ao perfil de concentração de soluto no líquido para um $k < 1$, corresponde um perfil inverso da temperatura *liquidus* (T_L), já que a T_L diminui à medida que a concentração de soluto aumenta, conforme o esquema da Figura 2.4. Na região sombreada, o líquido à frente da interface encontra-se a temperaturas reais (T_{R2}), abaixo do perfil de temperatura *liquidus*. Nesse caso, ele está super-resfriado pelo efeito constitucional (Garcia, 2007).

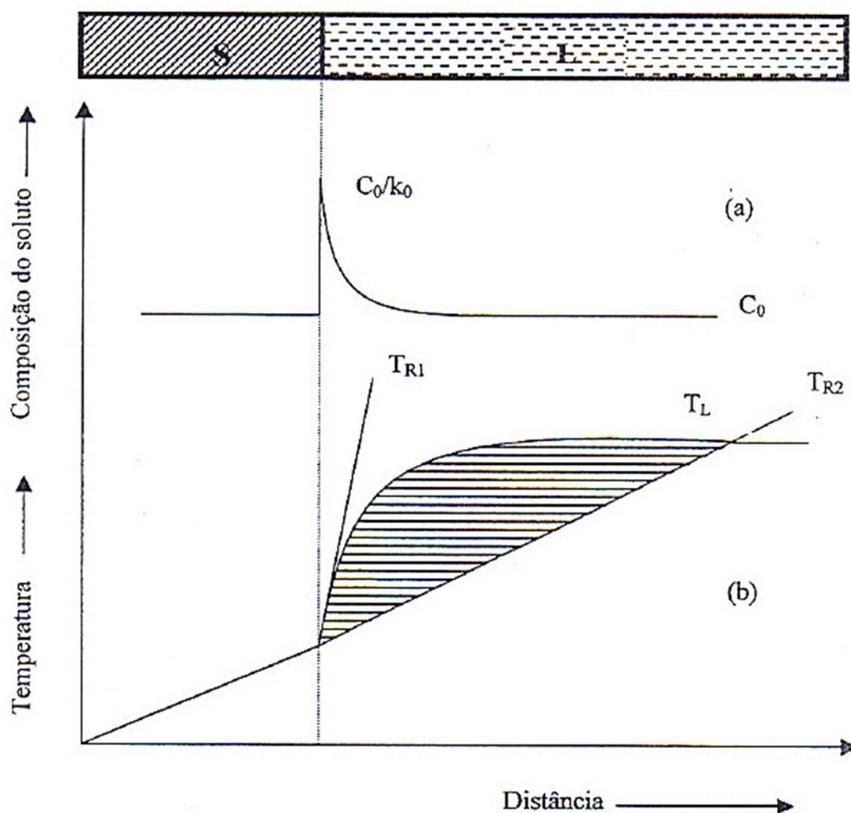


Figura 2.4 - Indicação da região com super-resfriamento constitucional: a) perfil de concentração de soluto à frente da interface sólido/líquido ($k < 1$); e b) perfil inverso de temperatura *liquidus* correspondente à região super-resfriada constitucionalmente, quando o perfil real de temperatura no metal líquido for aquele indicado em T_{R2} (Garcia, 2007).

Para impedir esse super-resfriamento e manter a interface plana, é necessário que o gradiente do perfil real de temperaturas no líquido seja maior ou igual ao gradiente do perfil de temperatura *liquidus* junto a essa interface, isto é, $T_{real} \geq T_{R1}$, como apresentado na Figura 2.4 b.

Formação da microestrutura

Considerando-se um processo em que a retirada da energia térmica do metal líquido é unidirecional e através de molde refrigerado, a interface sólido/líquido de metais puros não é necessariamente igual à interface sólido/líquido de ligas metálicas. Nos metais puros, essa interface é estável e desenvolve-se de forma plana. Nas ligas, essa interface pode ou não ser estável. O que vai definir a maneira pela qual a interface vai se apresentar nas ligas metálicas são as variáveis térmicas e constitucionais junto à interface (Ohno, 1988).

O fenômeno de rejeição de soluto ou solvente junto à interface sólido/líquido depende, dentre outros parâmetros: do gradiente térmico à frente da interface, do sistema metálico utilizado, da composição da liga e da velocidade de deslocamento da interface sólido/líquido (Quaresma, 1999).

A rejeição de soluto (para $k < 1$) ou a rejeição de solvente (para $k > 1$), à frente da interface sólido/líquido, origina o já mencionado super-resfriamento constitucional. A interface tende a se instabilizar toda vez que o gradiente térmico da interface for menor que o gradiente da temperatura *liquidus*. A instabilidade pode surgir com diferentes morfologias dependendo do valor do SRC e é denominada (de acordo com o aumento do grau de super-resfriamento constitucional): celular e dendrítica (Rosa, 2007).

Estrutura celular

Como discutido, o aumento do super-resfriamento constitucional gera instabilidades na interface sólido/líquido, sendo, portanto, a força motriz para as mudanças morfológicas no material em processo de solidificação. O desenvolvimento de células é a primeira característica morfológica de uma interface sólido/líquido não plana, conforme apresentado na Figura 2.5. As protuberâncias aumentam progressivamente à medida que as condições de crescimento se afastam do valor crítico que determina a instabilidade na interface (por alterações na velocidade da interface e no gradiente térmico no líquido). Além disso, o crescimento de uma protuberância rejeita o soluto (ou solvente) tanto longitudinalmente à frente da interface quanto lateralmente, o que provoca uma concentração de soluto (ou solvente) nessas regiões laterais maior do que em qualquer outro ponto do líquido. Essa projeção da interface adquire uma forma estável, uma

vez que o líquido que a envolve está em uma condição de super-resfriamento suficiente apenas para manter um regime estacionário de crescimento. As células que são formadas têm aproximadamente o mesmo tamanho e seis vizinhos próximos com contornos no formato de hexágonos regulares (Ohno, 1988).

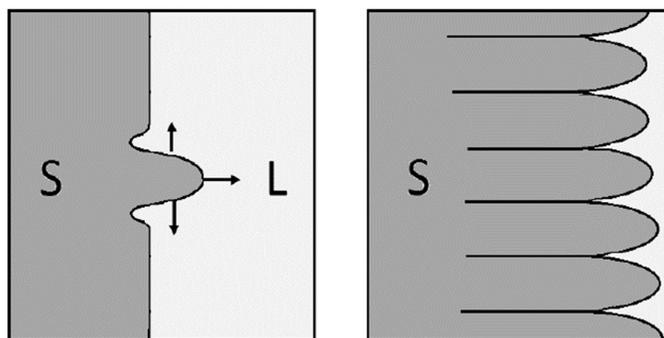


Figura 2.5 - Esquema do desenvolvimento de uma interface celular (Adaptada de Dantas, 2014).

A estrutura celular pode ser mais bem caracterizada pelos seguintes aspectos: possui uma superfície convexa em direção ao líquido; para sistemas com $k < 1$, a concentração de soluto é maior na superfície externa das células do que em seus interiores; e, para sistemas com $k > 1$, o solvente é que é segregado nos contornos celulares o que implica em uma maior concentração de soluto dentro das células (Goulart, 2010).

A formação da célula pode ser suprimida caso: a velocidade de deslocamento da interface seja subitamente diminuída ou o teor de soluto seja reduzido ou o gradiente térmico aumente (Figura 2.6).

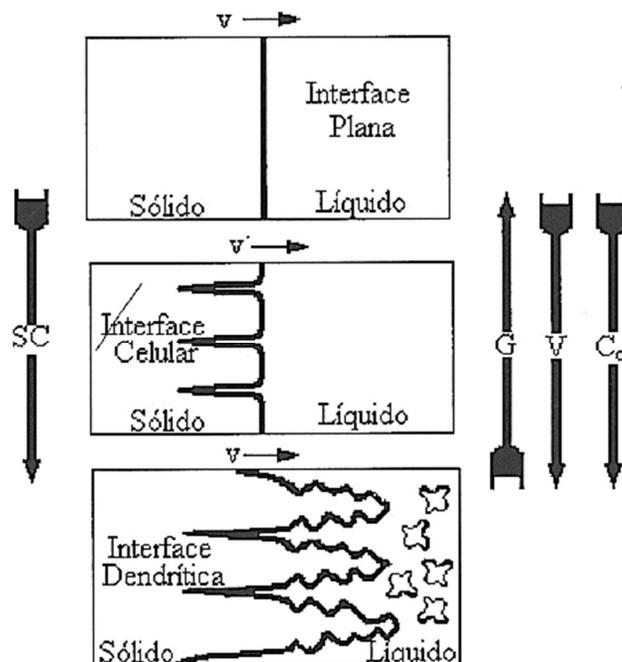


Figura 2.6 - Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SC - grau de super-resfriamento; G – gradiente térmico à frente da interface S/L; v – velocidade da interface S/L; e C_0 – concentração de soluto na interface S/L (Garcia, 2007).

Estrutura dendrítica

A transição morfológica de celular para dendrítica ocorre quando as condições de solidificação permitem que a direção cristalográfica passe a exercer maior influência sobre a direção de crescimento (Ohno, 1988).

Segundo Garcia (2007), à medida que ocorre a redução do gradiente de temperatura no líquido e o aumento na velocidade de crescimento, a região super-resfriada constitucionalmente se estende e a estrutura, que era celular até então, começa a mudar as suas características. A direção cristalográfica preferencial passa a exercer um efeito obrigatório e o crescimento passa a ser desviado para essa direção, o que é função da estrutura cristalográfica. Simultaneamente, a seção transversal da célula, também devido aos efeitos de natureza cristalográfica, começa a se desviar da forma circular original passando a apresentar uma configuração semelhante a uma “cruz de malta” (Figura 2.6).

Aumentando ainda mais a velocidade de crescimento, começa o surgimento de perturbações laterais que são denominadas de ramificações ou braços dendríticos e que acabam por

definir a configuração de estrutura conhecida como dendrítica. Os braços dendríticos primários crescem na direção dos eixos principais e de acordo com a direção cristalográfica preferencial da estrutura cristalina (Ohno, 1988).

A estrutura dendrítica formada pode ser caracterizada também pelo desenvolvimento de perturbações ao longo de seu eixo principal, denominadas braços dendríticos secundários, que são provocadas pela instabilidade entre o eixo principal da dendrita primária e o líquido adjacente. Se a distância entre os eixos principais for significativa, a mesma instabilidade pode ocorrer com os braços secundários e resultar na formação de braços dendríticos terciários (Garcia, 2007).

A Figura 2.7 ilustra condições esquemáticas de um crescimento unidirecional que permite observar os espaçamentos dendríticos primários e secundários.

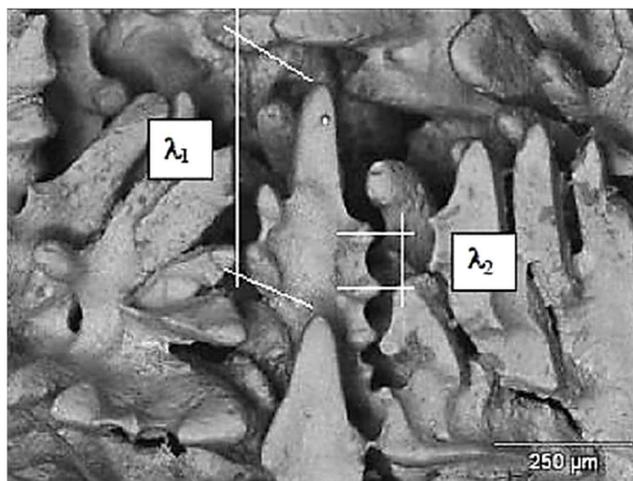


Figura 2.7 - Espaçamentos dendríticos primários (λ_1) e secundários (λ_2) (Goulart, 2010).

2.2 PROCESSAMENTO MECÂNICO

A produção de fios de alumínio e suas ligas envolve processos de laminação, associados ou não a tratamentos térmicos adequados, em função das características microestruturais almeçadas para a peça.

Em se tratando de processos de conformação mecânica onde a laminação se faz presente, modificações estruturais serão aplicadas no material metálico em função do percentual e da taxa de deformação, da energia de falha de empilhamento e da temperatura de deformação e de fusão

do metal ou liga (Shackelford, 2008). Quanto à temperatura de deformação em relação à temperatura de fusão do material objeto do processamento, os processos de conformação classificam-se da seguinte forma:

- Trabalho mecânico a quente – quando o material é deformado em uma temperatura acima de 50% da sua respectiva temperatura de fusão. A estrutura ao ser deformada poderá experimentar os fenômenos de recuperação ou recristalização dinâmica seguida de recuperação ou recristalização estática;
- Trabalho mecânico a morno – quando o material é deformado em uma temperatura compreendida no intervalo de 20 a 50% da sua temperatura de fusão. A estrutura ao ser deformada poderá experimentar somente o fenômeno de recuperação;
- Trabalho mecânico a frio – quando o material é deformado em uma temperatura abaixo de 20% da sua temperatura de fusão. A estrutura deformada não experimentará nenhum fenômeno de restauração (recuperação ou recristalização) permanecendo encruada.

No presente Projeto de Graduação foi adotado um processo de conformação mecânica a temperatura ambiente para as ligas Al 0,8% Nb e Al 1,2% Nb as quais tem uma temperatura de fusão superior à 660° C (que corresponde à temperatura de fusão do alumínio puro).

Com base neste pressuposto, são apresentados os conceitos que fundamentam o processo de encruamento.

Encruamento

Ao realizar processos de trabalho mecânico a frio em um metal, este pode passar para a condição de encruado. Esse fato gera uma deformação na rede cristalina do material que é proporcional à força aplicada para a deformação plástica – ocorrendo uma maior deformação quanto maior a força aplicada (Callister, 2000).

Quando se deforma plasticamente o material, este tem sua temperatura elevada. Isto ocorre devido ao trabalho (deformação plástica) realizado, o qual é transformado na maior parte em calor. O calor é armazenado pelo metal na forma de energia e esse acúmulo corresponde a 10% do total produzido. Pode-se relacionar essa energia na forma de altos números de imperfeições cristalinas como, por exemplo, discordâncias no metal. Esta energia pode ser considerada como o potencial termodinâmico para recuperação e recristalização (Chiaverini, 1987).

Durante o mecanismo da deformação plástica, alguns fenômenos ocorrem na microestrutura do metal, como: a alteração de forma dos grãos; a tendência dos grãos possuírem uma orientação preferencial (textura de deformação); o número de defeitos e de discordâncias por unidade de volume crescer em muitas ordens de grandeza; os contornos de grãos aumentarem a sua área (grão/unidade de volume). Este último fenômeno se dá pelo fato de a forma do grão se alterar para se adequar à forma macroscópica e por isso há o aumento da área de contorno, onde esta área irá incorporar discordâncias geradas durante o processo de deformação plástica (Padilha & Siciliano, 2005).

Alguns fatores afetam intrinsecamente a evolução microestrutural de um material em um estado encruado. A seguir, são discutidos os principais, como: energia de falha de empilhamento e tamanho de grão inicial.

Energia de falha de empilhamento

Em um metal encruado, a energia de falha de empilhamento tem uma ligação direta com a disposição das discordâncias, ou seja, a forma com que estas são distribuídas no material. Metais com baixa energia de falha de empilhamento, possuem baixa mobilidade das discordâncias parciais ao serem deformados, o que se justifica pelo fato das discordâncias possuírem uma distância muito grande umas das outras. Esse distanciamento acarreta em uma dificuldade para que escorregamentos com desvio e escalada de discordâncias ocorram, gerando, assim, uma microestrutura com uma distribuição homogênea de discordâncias como pode ser observado na Figura 2.8 (Padilha & Siciliano, 2005).

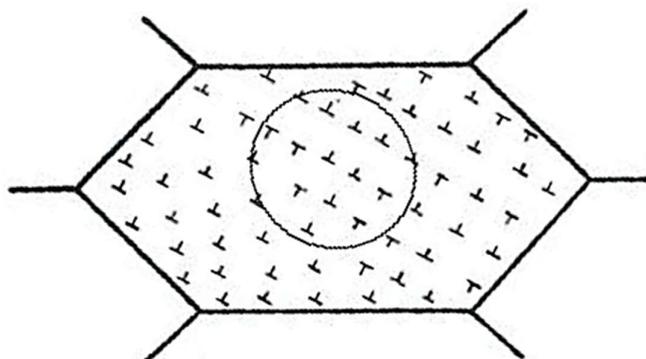


Figura 2.8 - Discordâncias organizadas de maneira homogênea em um grão encruado (Padilha & Siciliano, 2005).

Assim sendo, metais com alta energia de falha de empilhamento propiciam a ocorrência do escorregamento com desvio e escalada, visto que possuem discordâncias dispostas próximas umas das outras, permitindo ainda a aniquilação de discordâncias de sinais opostos e o rearranjo de discordâncias. Este é o caso do alumínio, que possui alta energia de falha de empilhamento e, assim, forma uma estrutura com uma distribuição heterogênea das discordâncias como mostrado na Figura 2.9 (Padilha & Siciliano, 2005).

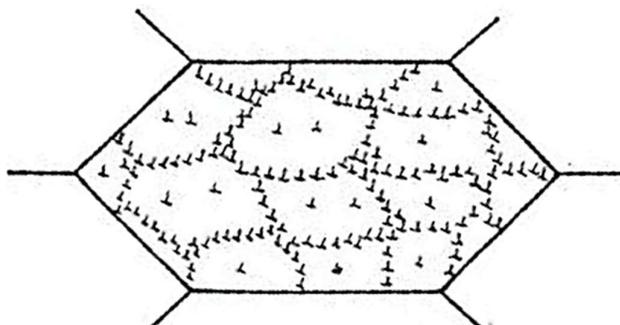


Figura 2.9 - Discordâncias organizadas de maneira heterogênea em um grão encruado (Padilha & Siciliano, 2005).

Tamanho de grão inicial

Endurecimento por refino de grão é causado por contornos de grão, que agem como barreiras que impedem que as discordâncias se movam. Para amostras com grãos finos, a densidade de discordância após a deformação é maior. Em um estudo realizado com ferro de alta pureza, Keh e Weissmann (1963) analisaram que amostras com grãos de diferentes tamanhos submetidas a um mesmo grau de deformação, apresentaram densidades de discordâncias distintas: amostras com grãos menores possuíam uma densidade de discordância com valores maiores (Padilha & Siciliano, 2005).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho utilizou amostras de ligas Al 0,8% Nb e Al 1,2% Nb produzidas no Laboratório de Solidificação de Metais da Universidade de Brasília por Silva (2017). Silva descreve em sua dissertação os materiais utilizados na obtenção dessas ligas e os métodos de solidificação controlada em dispositivo unidirecional vertical ascendente com fluxo transitório de retirada de calor.

Um fluxograma do planejamento experimental realizado neste trabalho é apresentado na Figura 3.1.

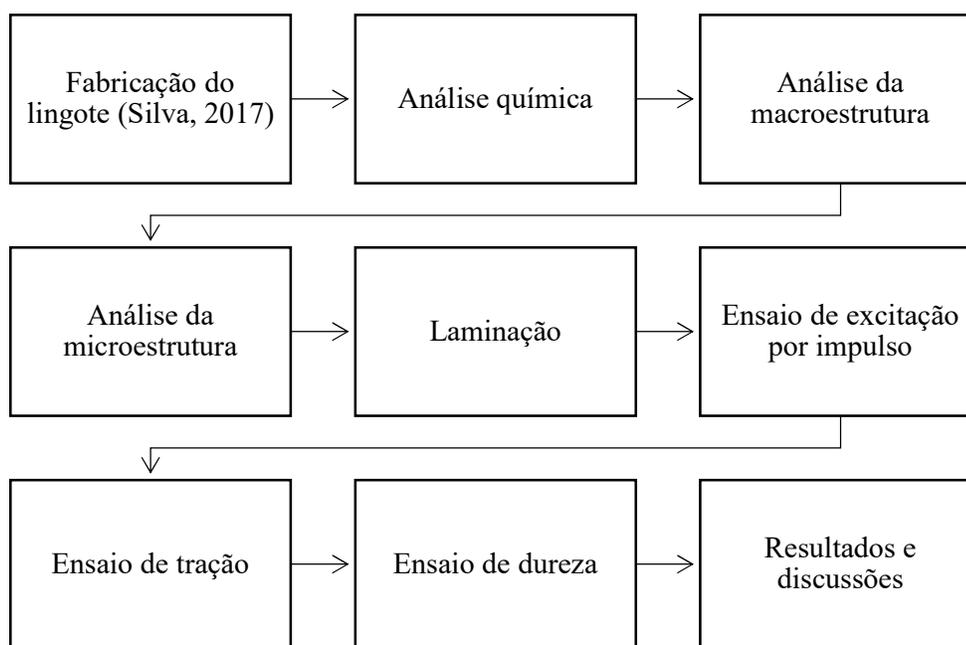


Figura 3.1 - Fluxograma do planejamento experimental.

3.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA

Para a realização da caracterização metalográfica e mecânica das ligas Al 0,8% Nb e Al 1,2% Nb, fez-se necessário o correto seccionamento do lingote (Figura 3.2). O lingote solidificado foi seccionado em quatro partes de modo longitudinal ao fluxo de calor. Uma das amostras centrais do bloco foi utilizada nas análises química e metalográfica. Enquanto que as demais

amostras do lingote foram empregadas na usinagem de corpos de prova a serem utilizados nos ensaios de excitação por impulso, de tração e de dureza.

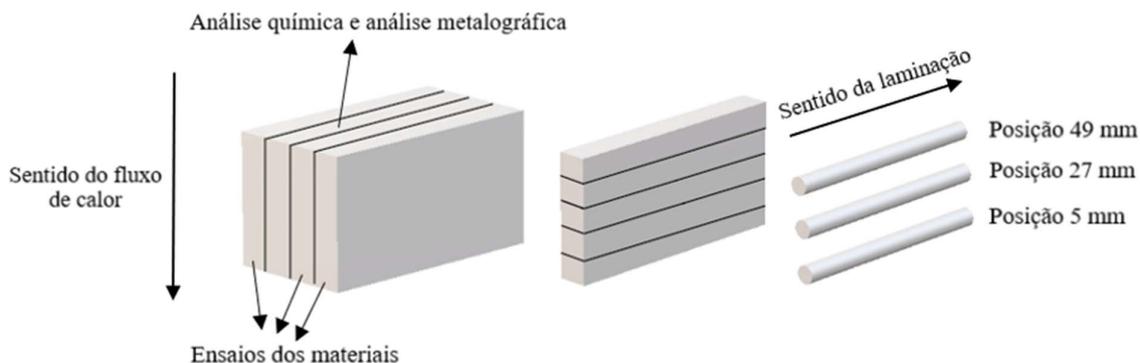


Figura 3.2 - Ilustração esquemática da sequência de cortes necessária para a realização das análises química e metalográfica e dos ensaios dos materiais.

A Figura 3.3 a seguir (Goulart, 2010), mostra a região mais ao centro de uma das faces centrais de um lingote que foi seccionado longitudinalmente em relação ao fluxo de calor e foi atacada quimicamente para ter a sua macroestrutura revelada. A escolha por essa zona central da face tem como intuito evitar a perda de direcionalidade da estrutura devido à fuga de calor pelas paredes laterais da lingoteira. Posteriormente, foram retiradas dessa seção amostras transversais ao fluxo de calor para a realização de uma análise microestrutural.

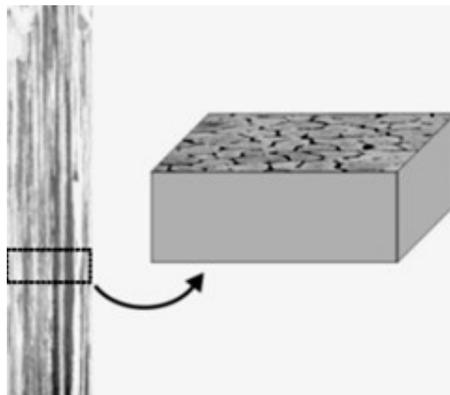


Figura 3.3 - Representação esquemática da obtenção de uma amostra transversal ao fluxo de calor para a análise microestrutural da face de uma liga solidificada de forma unidirecional vertical ascendente (Adaptada de Goulart, 2010).

Procedimentos metalográficos para a análise da macroestrutura

Para a verificação da existência e quantificação da extensão da região colunar induzida pelas condições de solidificação, realizaram-se para cada liga as macrografias de acordo com os seguintes procedimentos (Colpaert, 2008; Coutinho, 2018; Rosa, 2007) e com a norma NBR 13284 (ABNT, 1995).

O lingote obtido foi seccionado longitudinalmente em relação ao fluxo de calor em quatro partes em um cortador de disco abrasivo (*cut-off*) de precisão da marca Struers modelo Secotom 15 com resfriamento no corte, sendo uma das amostras centrais utilizada para a caracterização macroestrutural. Para isso, a região central da amostra foi lixada com lixas d'água de granulometrias de 120, 220, 320 e 600. Em seguida, a superfície lixada e polida recebeu um ataque químico com o reagente Flick 3M (10 mL HF, 15 mL HCl e 90 mL H₂O) por contato na superfície da amostra por algodão embebido no reagente químico por um período de tempo de 3 min (ASM Vol. 9). Depois desse tempo, a amostra foi lavada em água corrente. O resultado do ataque químico foi a revelação da macroestrutura, que foi utilizada tanto para aferir a direcionalidade da solidificação quanto para a determinação da morfologia estrutural.

Procedimentos metalográficos para a análise da microestrutura

Após a análise da direcionalidade demonstrar que não houve ocorrência de desvios de direção de crescimento, foram cortadas amostras para a análise de micrografia para as ligas de Al-Nb também de acordo com a norma NBR 13284 (ABNT, 1995) e segundo Colpaert (2008) e Rosa (2007).

Os cortes foram realizados na zona central da face do lingote para a análise microestrutural conforme o esquema da Figura 3.3 e foram obtidos corpos de prova com centros geométricos distantes 5, 27 e 49 mm da base do lingote. Para cada uma dessas alturas foram retiradas amostras transversais ao fluxo de calor para análise da microestrutura. A seguir, essas amostras passaram por um embutimento a frio em resina acrílica. Depois, um lixamento sequencial por lixas d'água de granulometrias 120, 320, 600, 1200 e 2500 foi empregado. Uma boa prática de lixamento que foi aplicada é no momento da troca de uma lixa de uma granulometria por uma lixa de outra, a direção de lixamento ser rotacionada em 90° em relação aos riscos deixados

pela lixa anterior. Um polimento em uma politriz rotativa com um pano umedecido de uma solução com abrasivo (alumina de $0,3 \mu\text{m}$) se sucedeu.

Finalmente, a superfície a ser analisada está pronta para o ataque químico. Para a revelação da microestrutura, foi utilizado o reagente químico 7m (ASM Vol.9): 4 mL HF, 6 mL HCl, 10 mL HNO₃ e 190 mL H₂O. As amostras foram imersas na solução a temperatura ambiente por um período de 50 segundos e depois foram lavadas em água corrente. Em seguida, as amostras foram analisadas em um microscópio confocal Olympus com o auxílio de um sistema de processamento de imagens.

3.2 LAMINAÇÃO

O processamento de laminação deste trabalho configura uma laminação convencional. Foi utilizado para a deformação por meio de laminação um laminador elétrico da marca Máquinas Coelho (Figura 3.4). O laminador operou em configuração duo, ou seja, fazendo uso de dois cilindros de trabalho.



Figura 3.4 - Laminador elétrico da marca Máquinas Coelho na configuração duo.

Para esse tipo de laminação foram adotados corpos de prova cilíndricos com 80 mm de comprimento e 8 mm de diâmetro, um corpo de prova para cada uma das 3 posições em relação à interface metal/molde analisadas (5, 27 e 49 mm).

Definiu-se que cada corpo de prova seria submetido a 6 passes de laminação através da passagem em cada um dos perfis cilíndricos do laminador e que entre um passe e outro, os rolos do laminador seriam limpos com auxílio de papel toalha e devidamente lubrificados. O propósito da limpeza era evitar a deposição de resíduos no rolo que poderiam danificar o acabamento superficial dos fios.

Um cuidado que se teve durante a laminação foi o de sempre laminar as amostras no mesmo sentido com o intuito de evitar uma tensão residual imposta por diferentes direções de tensão (Sousa, 2019).

Antes da laminação ser realizada e depois do terceiro e do sexto passe de laminação, amostras transversais ao fluxo de calor foram retiradas para fins de avaliação dos efeitos da laminação através de análise microestrutural e, posteriormente, essas mesmas amostras foram empregadas nos ensaios de dureza. Foram extraídas também amostras como fundidas e laminadas para a realização dos ensaios de excitação por impulso. Os cortes para a coleta dessas amostras foram refrigerados e realizados com um disco de corte de 0,8 mm de espessura.

Para cada uma das três posições, fez-se uso de um paquímetro digital para realizar 10 medidas do diâmetro dos corpos de prova como fundidos, assim como foram realizadas aferições do diâmetro depois de cada um dos seis passes de laminação. As deformações resultantes foram calculadas pela redução em área de seção transversal em cada passe através da equação 3.1.

$$\%R_A = \frac{A_0 - A_f}{A_0} 100 \quad (3.1)$$

Em que:

$\%R_A$ = Redução percentual em área de seção transversal do corpo de prova;

A_0 = Área inicial da seção transversal do corpo de prova;

A_f = Área final da seção transversal do corpo de prova.

3.3 ENSAIO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO

O ensaio de excitação por impulso é um método de ensaio dinâmico que permite obter informações tanto quantitativas (módulos elásticos) quanto qualitativas sobre a integridade de um componente mecânico, além do controle de suas propriedades, como as mudanças de fase, por exemplo. Depois de realizado o ensaio, o corpo de prova não fica inutilizado e pode ser empregado em sua função normalmente.

O princípio dos métodos dinâmicos ou adiabáticos consiste em calcular os módulos elásticos a partir das frequências naturais de vibração do corpo de prova e de seus parâmetros geométricos. Estas frequências, em conjunto com as dimensões e a massa, permitem determinar os módulos elásticos (ATCP, 2010).

A Figura 3.5 mostra um esquema básico do posicionamento da amostra para medida das frequências de ressonância flexional (ou transversal). O pulsador é o equipamento que aplica o impacto no corpo de prova para gerar as vibrações mecânicas, sem danificá-lo; e o transdutor é o que capta a resposta acústica e a transforma em sinal elétrico de maneira que possamos ler as frequências de ressonância (ASTM INT., 2007).

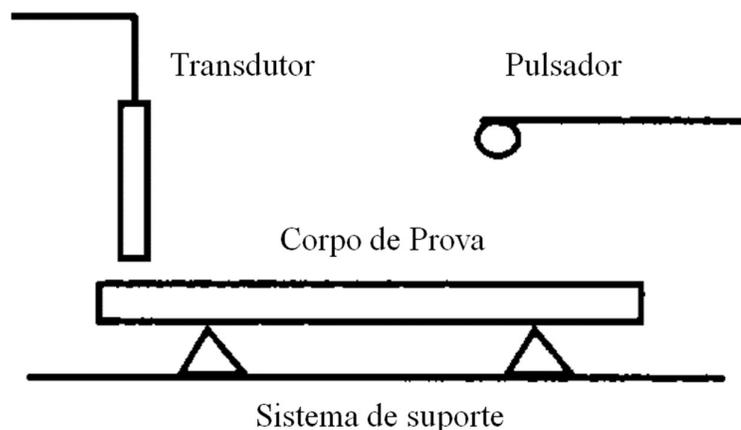


Figura 3.5 - Esquema básico do posicionamento da amostra para medida das frequências de ressonância flexional usando o método de excitação por impulso (Adaptado de ASTM INT., 2007).

A amostra, de comprimento L , deve ser apoiada na posição dos nós da ressonância fundamental (localizados em $0,224 L$ de cada extremidade) e o impulso deve ser dado no local de

maior amplitude (centro), para excitação das frequências flexionais. As frequências são então relacionadas aos módulos elásticos por métodos matemáticos (ASTM INT., 2007).

A norma ASTM E1876-07 recomenda que os corpos de prova de geometria cilíndrica tenham uma razão de comprimento pelo diâmetro maior ou igual a 2. Para tanto, foram usinados corpos de prova com 80 mm de comprimento e 8 mm de diâmetro para as posições 5, 27 e 49 mm da base refrigerada do lingote. Eles foram lixados, sucessivamente, com lixas de granulometria 80, 120, 220, 320, 600 e 1200 e tiveram os seus módulos de elasticidade aferidos. Posteriormente, esses corpos de prova foram submetidos aos 6 passes de laminação e amostras com 80 mm de comprimento e 3,31 mm de diâmetro foram extraídas e preparadas para novos ensaios de excitação por impulso.

O experimento foi realizado no equipamento Sonelastic da fabricante ATCP Engenharia Física (Figura 3.6). Adotou-se o modo de aquisição automático e a análise “*Single Flexural*” que demanda a medição das frequências de ressonância flexional e da entrada de um valor inicial da razão de Poisson. Foi utilizado o valor da razão de Poisson aproximada para o alumínio puro (0,33) como valor inicial. O ensaio foi realizado 10 vezes para cada corpo de prova.



Figura 3.6 - Equipamento Sonelastic desenvolvido pela ATCP Engenharia Física para medição dos módulos elásticos através do método de excitação por impulso.

3.4 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram executados com amostras como fundidas distantes 5 e 49 mm da base do lingote da liga Al 0,8% Nb. Para tanto, foi necessária a usinagem dos corpos de prova conforme ilustra a Figura 3.7, a qual seguiu as instruções da norma ASTM E8/E8M – 13a (ASTM INT., 2009).

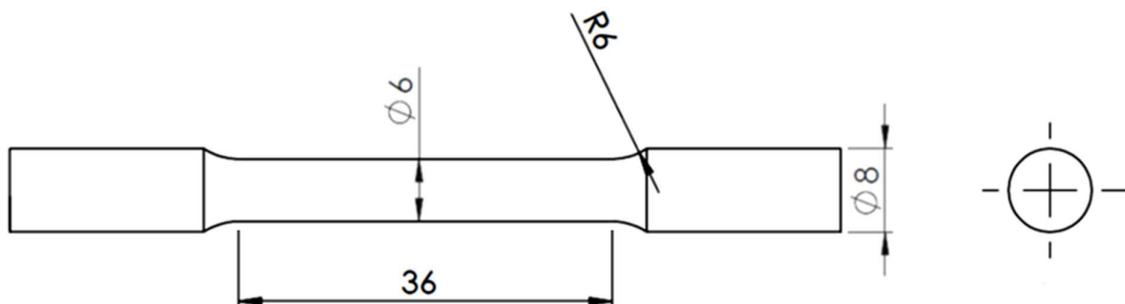


Figura 3.7 - Dimensões dos corpos de prova utilizados em mm (Adaptada de ASTM INT., 2009).

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina hidráulica para ensaio de tração da marca MTS modelo 647 *Hydraulic Wedge Grips* (Figura 3.8) fazendo-se uso de uma célula de carga de 5 kN.



Figura 3.8 - Equipamento de ensaio de tração com extensômetro (Maranhão, 2019).

Inicialmente, antes da realização do ensaio de tração, fez-se a marcação do comprimento útil do corpo de prova. Após a fratura, mediu-se o comprimento útil final. Para conhecimento das deformações, utilizou-se um extensômetro de 25,4 mm de comprimento entre as hastes que são acopladas aos corpos de prova. Os ensaios ocorreram a uma velocidade de deslocamento de 0,5 mm/s (Cruz, 2008).

Depois de realizados os ensaios, foram calculados os valores para a tensão real e para a deformação real a partir das equações 3.2 e 3.3, respectivamente, e traçados os gráficos de tensão real versus deformação real.

$$\sigma_r = \sigma_c(1 + \varepsilon_c) \quad (3.2)$$

$$\varepsilon_r = \ln(1 + \varepsilon_c) \quad (3.3)$$

O alongamento específico do material foi calculado pela equação 3.4.

$$\delta = \frac{l_f - l_0}{l_0} \quad (3.4)$$

3.5 ENSAIO DE DUREZA

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados nas amostras como fundidas e após submetidas a 3 e a 6 passes de laminação para as posições 5, 27 e 49 mm em relação à base do lingote da liga de Al-Nb, utilizando o durômetro universal modelo ZHU250 da Zwick/Roell (Figura 3.9). Em conformidade com o que estabelece a norma NBR 6672 (ABNT, 1981), utilizou-se uma carga de 5 kgf aplicada durante 20 segundos com o objetivo de verificar os efeitos do processo de laminação nas amostras. Para cada amostra foram feitas 5 medidas de dureza Vickers (HV5/20).



Figura 3.9 - Durômetro universal modelo ZHU250 da Zwick/Roell (Disponível em: www.directindustry.com/pt/prod/zwickroell-gmbh-co-kg/product-15660-1100157.html. Acesso em: abril 2021).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 ANÁLISE QUÍMICA

Para a análise química foi retirada uma amostra de cada liga produzida experimentalmente e estas foram analisadas segundo a técnica de espectrometria de fluorescência de raios X. As Figuras 4.1 (a) e (b) apresentam, respectivamente, as concentrações dos elementos químicos presentes nas ligas Al 0,8% Nb e Al 1,2% Nb.

Quantitative Result		Quantitative Result	
Analyte	Result	Analyte	Result
====[No. 1 Layer]====< Layer1		====[No. 1 Layer]====< Layer1	
Layer1	5.000 um	Layer1	5.000 um
C3H6	100.000 %	C3H6	100.000 %
====[No. 2 Layer]====< Base		====[No. 2 Layer]====< Base	
Al	99.154 %	Al	98.547 %
Fe	0.386 %	Fe	0.750 %
Si	0.260 %	Si	0.395 %
Nb	0.041 %	Cr	0.151 %
S	0.040 %	Ni	0.049 %
Cr	0.040 %	S	0.045 %
Ga	0.017 %	Nb	0.044 %
Ta	0.017 %	Ga	0.008 %
Zn	0.014 %	Mn	0.007 %
Ni	0.013 %	Sr	0.004 %
Cu	0.010 %		
W	0.009 %		

(a) Al 0,8% Nb

(b) Al 1,2% Nb

Figura 4.1 - Fichas de resultados das ligas (a) Al 0,8% Nb e (b) Al 1,2% Nb fornecidos por análise química segundo a técnica de espectrometria de fluorescência de raios X.

Observa-se que em ambas as ligas Al-Nb a concentração do soluto nióbio na respectiva amostra analisada foi significativamente menor que a almejada. O procedimento mais adequado para realizar a validação das composições químicas dessas ligas, seria a realização de novos ensaios em amostras retiradas de diferentes posições dos lingotes a fim de verificar se o nióbio se encontra mais uniformemente distribuído ao longo do material e se a liga possui teores mais próximos dos teores alvo. Existe a possibilidade de o espectrômetro de fluorescência de raios X não estar calibrado para a detecção de elementos químicos com uma massa atômica mais

elevada como é o caso do nióbio. Seria interessante, antes da realização desses novos ensaios, considerar alterar a configuração do equipamento com o intuito de aumentar a probabilidade de o nióbio ser identificado em sua totalidade.

4.2 ANÁLISE DA MACROESTRUTURA

As macroestruturas das ligas Al 0,8% Nb e Al 1,2% Nb são apresentadas nas Figuras 4.2 (a) e (b), respectivamente. Esses materiais foram solidificados em um dispositivo unidirecional vertical ascendente e, em função dessa extração de calor direcional, observa-se a predominância de uma estrutura colunar em ambas as ligas. Nota-se também a existência de uma pequena região coquilhada próxima à base do lingote ocorrida em virtude da maior taxa de resfriamento a que essa zona é submetida, assim como, a formação de uma estrutura equiaxial na região superior.



(a) Al 0,8% Nb



(b) Al 1,2% Nb

Figura 4.2 - Macroestruturas dos lingotes das ligas (a) Al 0,8% Nb e (b) Al 1,2% Nb (Silva, 2017) solidificadas em dispositivo unidirecional vertical ascendente.

4.3 DEFORMAÇÃO PLÁSTICA

Os corpos de prova usinados a partir dos lingotes produzidos foram submetidos a um processo de conformação a frio em que foram realizados 6 passes de laminação. Amostras foram retiradas dos corpos de prova como fundidos (CF), após a realização de 3 passes de laminação (L3) e depois de 6 passes de laminação (L6) para embutimento e análise. A redução percentual em área da seção transversal dos corpos de prova das ligas Al 0,8% Nb e Al 1,2% Nb decorrente de cada passe de laminação está disposta na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Redução em área para os corpos de prova das ligas Al 0,8% Nb e Al 1,2% Nb decorrente de cada passe de laminação.

Passe de Laminação	Diâmetro (mm)	Desvio Padrão (mm)	Área da Seção Transversal (mm²)	Redução em Área Relativa (%)	Redução em Área Total (%)
CF	8,41	0,26	55,61	0,00	0,00
L1	6,97	0,03	38,13	31,43	31,43
L2	6,24	0,01	30,59	19,78	45,00
L3	5,55	0,02	24,19	20,91	56,50
L4	4,86	0,01	18,52	23,42	66,69
L5	4,07	0,01	13,02	29,69	76,58
L6	3,31	0,02	8,60	33,94	84,53

4.4 ANÁLISE DA MICROESTRUTURA

As microestruturas típicas observadas ao longo das seções transversais ao fluxo de calor (5, 38 e 49 mm) da liga Al 0,8% Nb são apresentadas na Figura 4.3. A sigla CF remete às amostras como fundidas, L3 faz menção às amostras que foram submetidas a uma redução em área total de 56,50% e L6 identifica as amostras que sofreram uma redução em área total de 84,53%. Todas as imagens foram registradas com o mesmo aumento de 200x com o intuito de permitir a comparação óptica das estruturas.

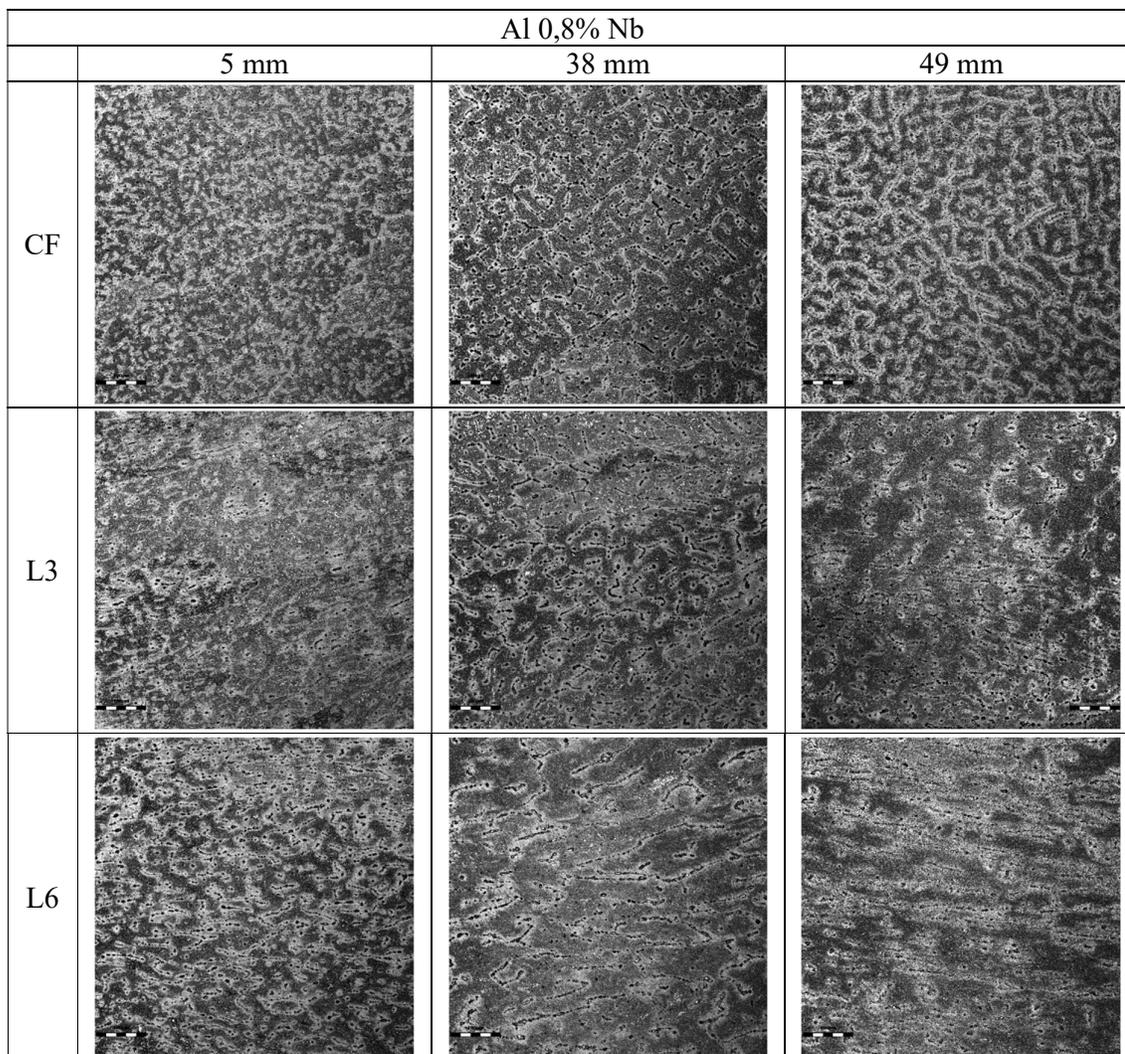


Figura 4.3 – Microestruturas da liga Al 0,8% Nb nas posições 5, 38 e 49 mm em relação à base do lingote: CF – como fundidas; L3 – 56,50% de redução em área; L6 – 84,53% de redução em área (aumento óptico de 200x).

As microestruturas observadas ao longo das seções transversais ao fluxo de calor (5, 27 e 49 mm) da liga Al 1,2% Nb, assim como a influência do processo de deformação a frio realizado sobre essas microestruturas são apresentadas na Figura 4.4.

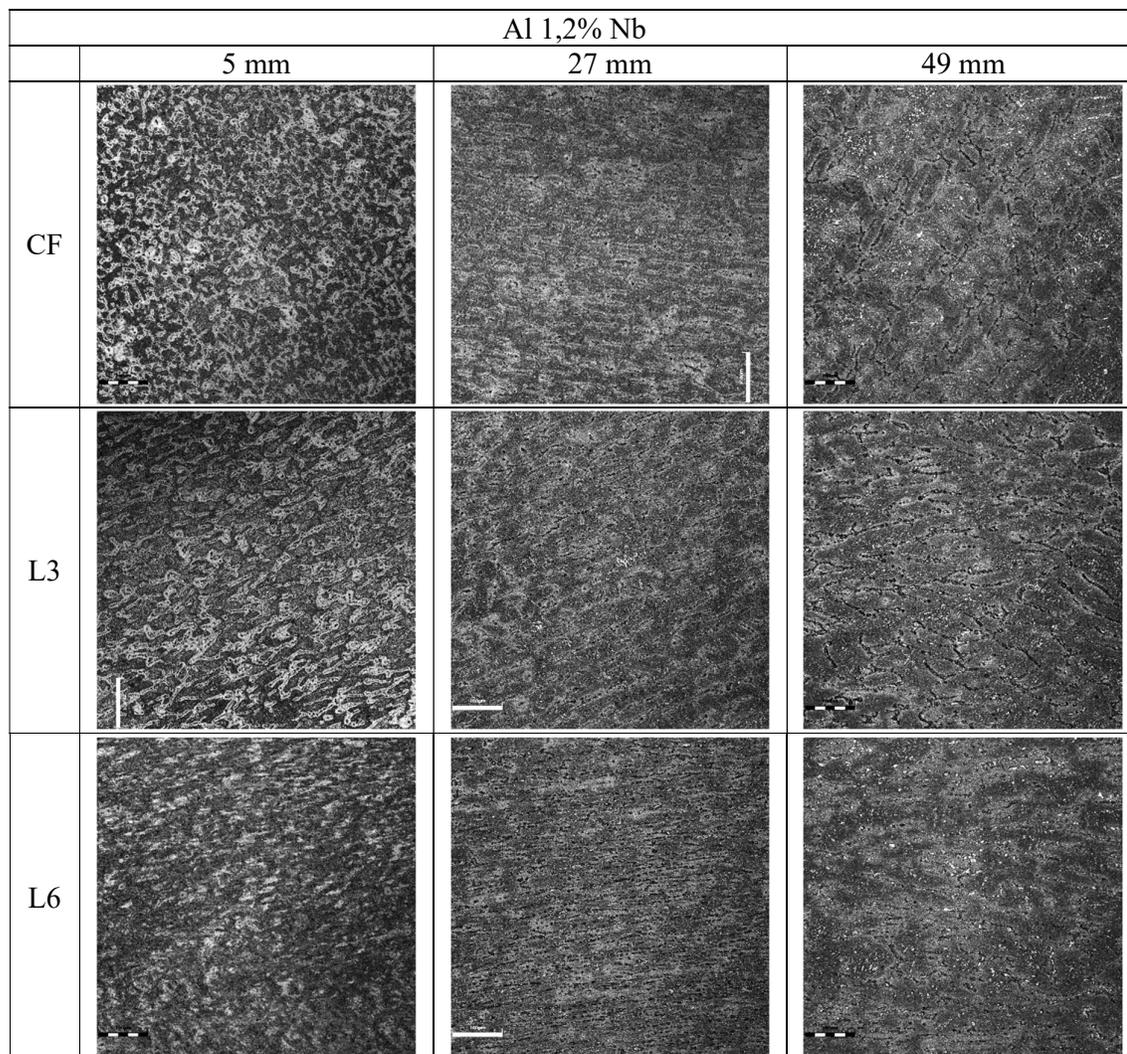


Figura 4.4 – Microestruturas da liga Al 1,2% Nb nas posições 5, 27 e 49 mm em relação à base do lingote: CF – como fundidas; L3 – 56,50% de redução em área; L6 – 84,53% de redução em área (aumento óptico de 200x).

As Figuras 4.3 e 4.4 permitem a realização de análises comparativas dos aspectos das microestruturas tanto em relação a distância da base refrigerada dos lingotes, que implica na equidade das variáveis térmicas do processo de solidificação, quanto em relação ao processo de conformação mecânica empregado.

Verifica-se um aumento no tamanho das microestruturas à medida que a posição a partir da interface metal/molde aumenta. Esse comportamento das microestruturas pode ser atribuído à diminuição da taxa de resfriamento com o distanciamento da interface metal/molde provocado pelo aumento da resistência térmica em decorrência do material solidificado formado (Rosa, 2007). Observa-se também um crescimento dendrítico ao longo dos lingotes.

Os alongamentos identificados nas microestruturas conformadas possuem a mesma direção da laminação realizada e se mostram mais presentes nas amostras submetidas às maiores reduções em área (L6 – 84,53%).

4.5 ENSAIO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO

Esta seção apresenta os resultados obtidos a partir dos ensaios de excitação por impulso. Para cada amostra, foram feitas 10 aferições do módulo de elasticidade dinâmico do material e considerou-se o valor da propriedade como sendo o valor médio dessas 10 medições. A Figura 4.5 a seguir, exibe os módulos de elasticidade das amostras como fundidas de ambas as ligas analisadas em função das distâncias à interface metal/molde.

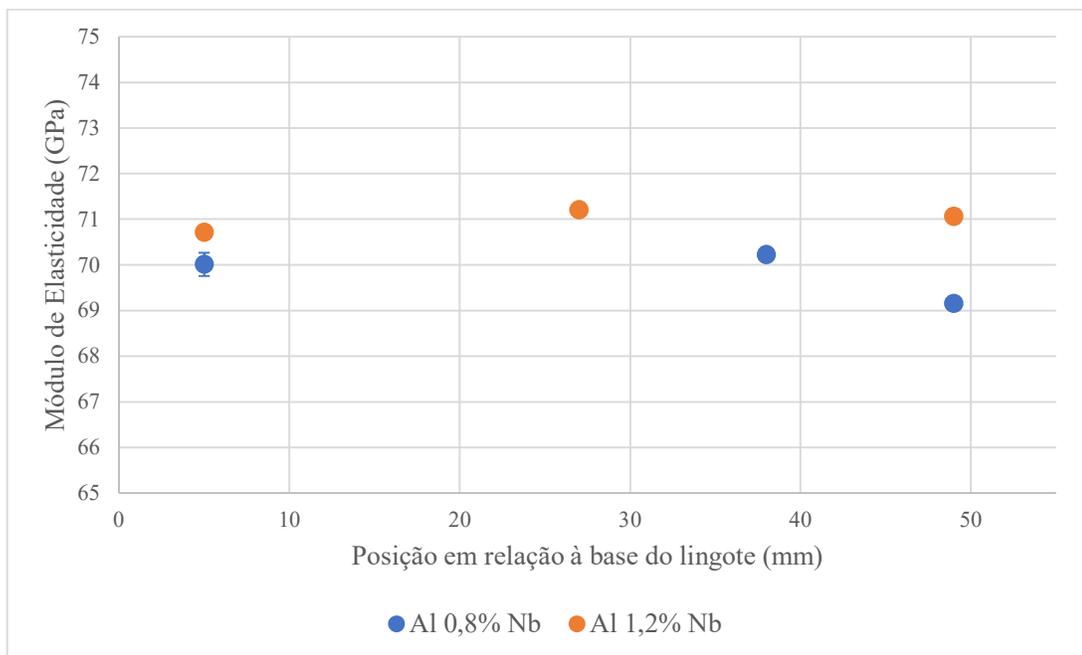
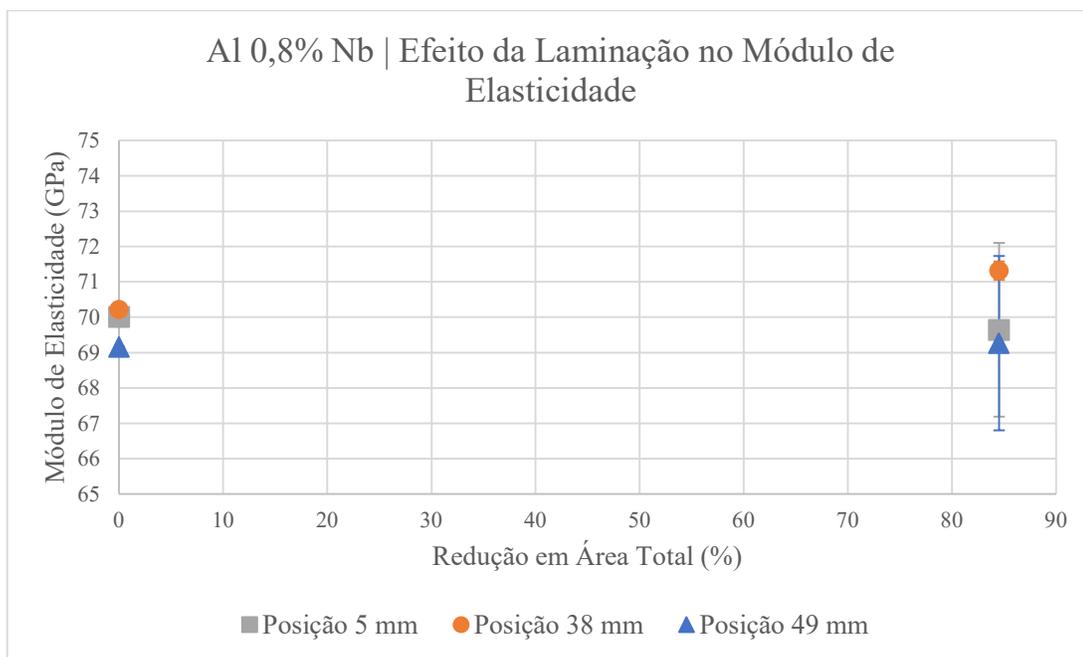


Figura 4.5 - Curvas módulos de elasticidade das amostras como fundidas em função das distâncias à base refrigerada dos lingotes.

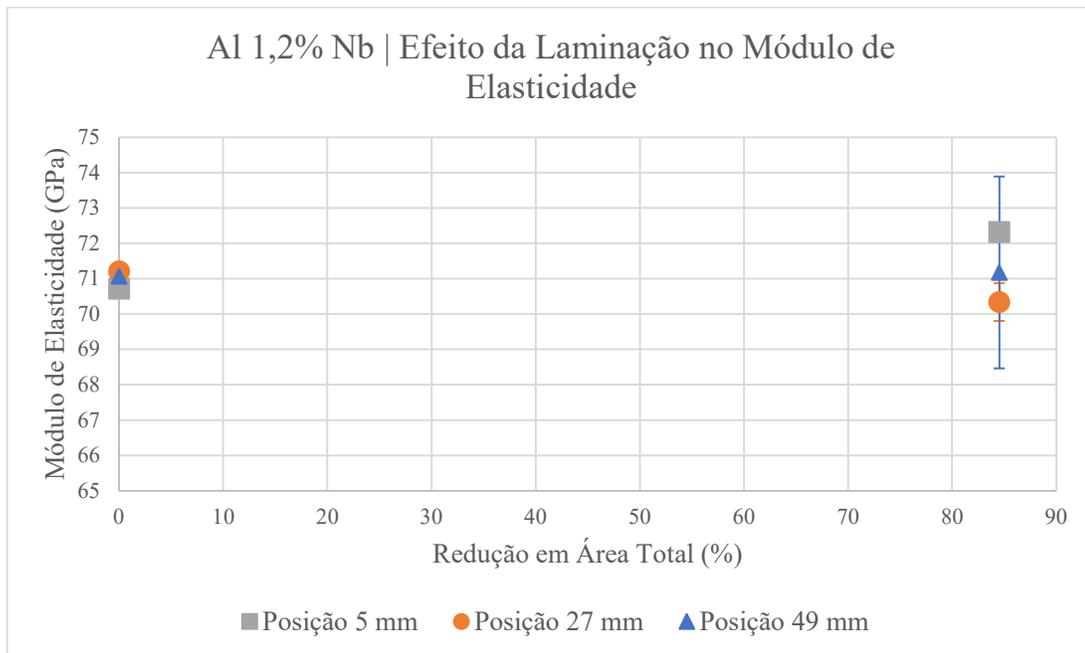
Os valores medidos para a propriedade são consistentes com os valores encontrados na literatura para as ligas de alumínio comumente empregadas na engenharia como, por exemplo, a liga 1100 e a liga 6061 que possuem um módulo de elasticidade de 69 GPa (ASM Vol. 2, 1990; Callister, 2000).

Observando-se, separadamente, as curvas determinadas para cada liga de Al-Nb, nota-se que os valores dos módulos de elasticidade se mantêm relativamente constantes em função das distâncias à interface metal/molde. Percebe-se também que para todas as distâncias estudadas, a liga Al 1,2% Nb exibiu valores de módulo de elasticidade superiores aos encontrados para a liga Al 0,8% Nb e isso sugere que esse comportamento pode estar associado à maior concentração do soluto nióbio presente naquela liga.

As Figuras 4.6 (a) e (b) fornecem os gráficos dos módulos de elasticidade pelas reduções em área total resultante do processo de laminação para as ligas Al 0,8% Nb e Al 1,2% Nb. Os resultados obtidos indicam que em ambas as ligas Al-Nb os módulos de elasticidade das amostras possuem pouca dependência com a deformação.



(a)

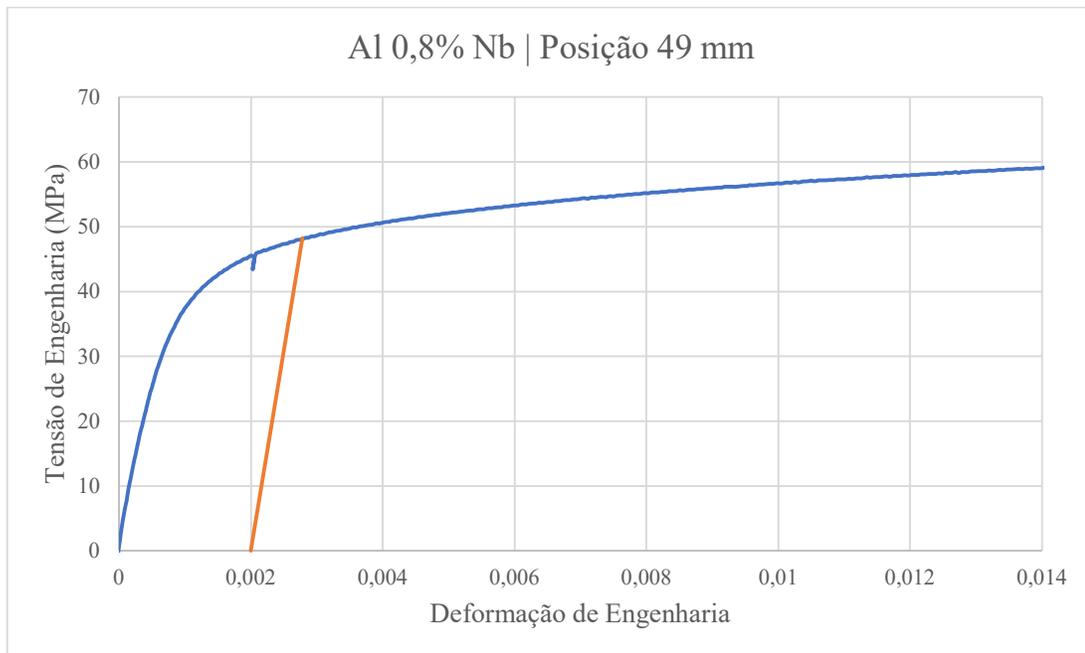


(b)

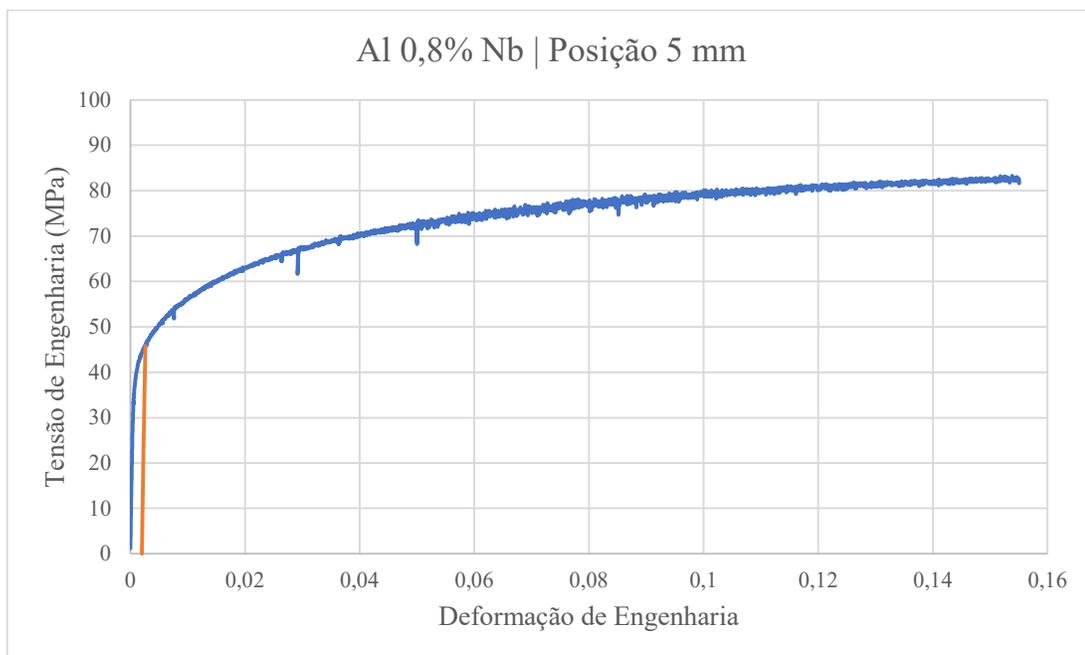
Figura 4.6 - Módulos de elasticidade em função das reduções em área total aplicadas pelo processo de laminação nas ligas (a) Al 0,8% Nb e (b) Al 1,2% Nb.

4.6 ENSAIO DE TRAÇÃO

Neste tópico foram determinadas as curvas tensão-deformação de engenharia obtidas dos ensaios de tração dos corpos de prova da liga Al 0,8% Nb. Nas Figuras 4.7 (a) e (b) pode ser observado o procedimento adotado para a determinação dos limites $n=0,2\%$ de escoamento das curvas, o qual está de acordo com o estabelecido na ASTM Standard E8-69.



(a)



(b)

Figura 4.7 - Curvas tensão-deformação de engenharia para a liga Al 0,8% Nb obtidas de corpos de prova com centro geométrico a (a) 49 mm e (b) a 5 mm da base do lingote.

A Tabela 4.2 apresenta as propriedades mecânicas das amostras de posição 49 mm e 5 mm da liga Al 0,8% Nb calculadas a partir das informações coletadas nos ensaios de tração realizados.

Tabela 4.2 - Propriedades mecânicas das amostras de posição 49 mm e 5 mm retiradas do lingote Al 0,8% Nb.

Posição (mm)	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento Específico (%)	$E_{Tração}$ (GPa)	$E_{Impulso}$ (GPa)	Desvio Padrão (GPa)	Dif. % $E_{Tração}$ e $E_{Impulso}$
49	47,91	86,32	42,8	61,82	69,16	0,01	11,9
5	44,09	85,58	41,7	75,12	70,01	0,26	-6,8

As informações exibidas na tabela demonstram que os valores das propriedades mecânicas obtidos estão em conformidade com os valores apresentados na literatura. Temos, por exemplo, para a liga de alumínio AA 1100 recozida: 35 MPa para o limite de escoamento, 90 MPa para o limite de resistência à tração, 40% de alongamento específico e 69 GPa de módulo de elasticidade (ASM Vol. 2, 1990; Callister, 2000).

Os ensaios de tração se mostraram uma boa alternativa para se obter uma aproximação do valor do módulo de elasticidade do material, como indicado na coluna comparativa, mas os ensaios de excitação por impulso produziram resultados mais próximos dos valores esperados.

A Figura 4.8 apresenta a curva tensão real-deformação real também calculada a partir dos resultados do ensaio de tração realizado para a amostra de posição 5 mm.

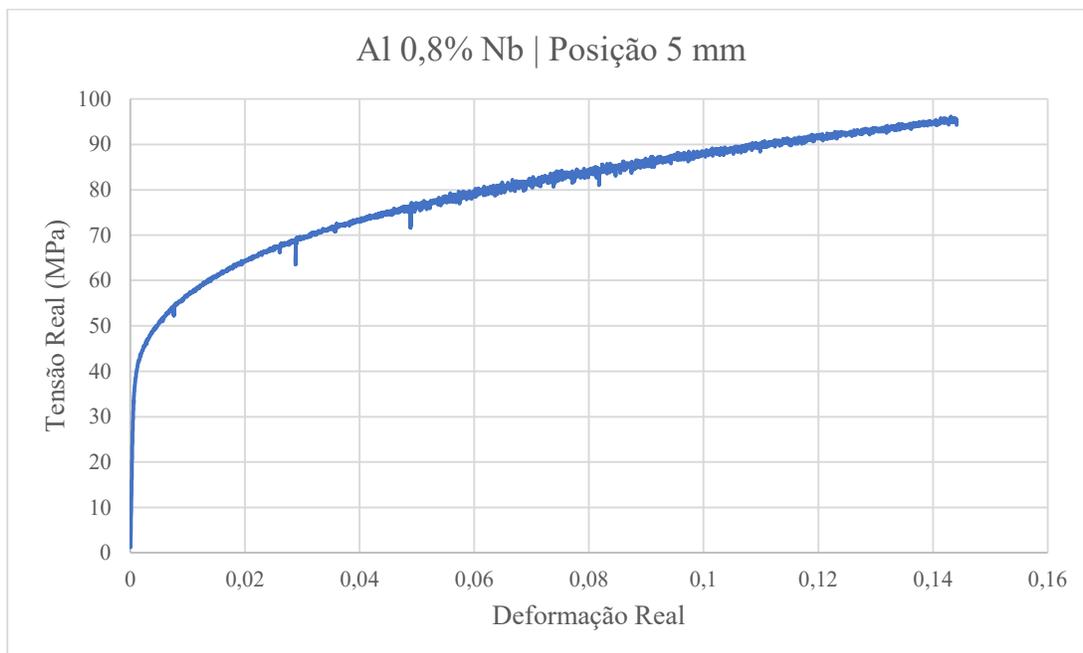
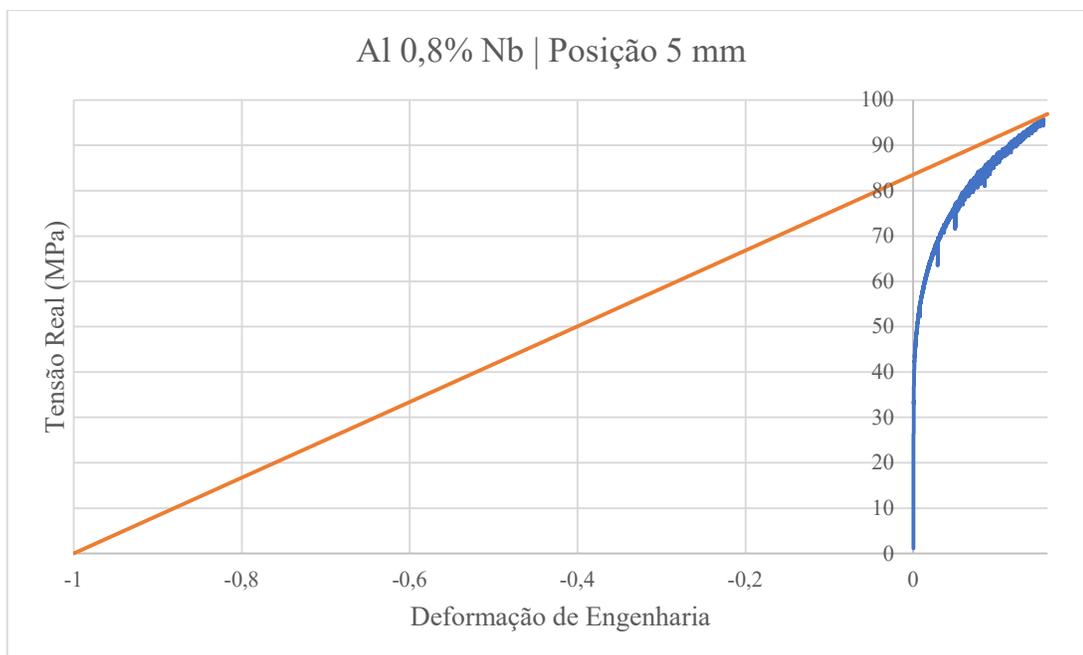
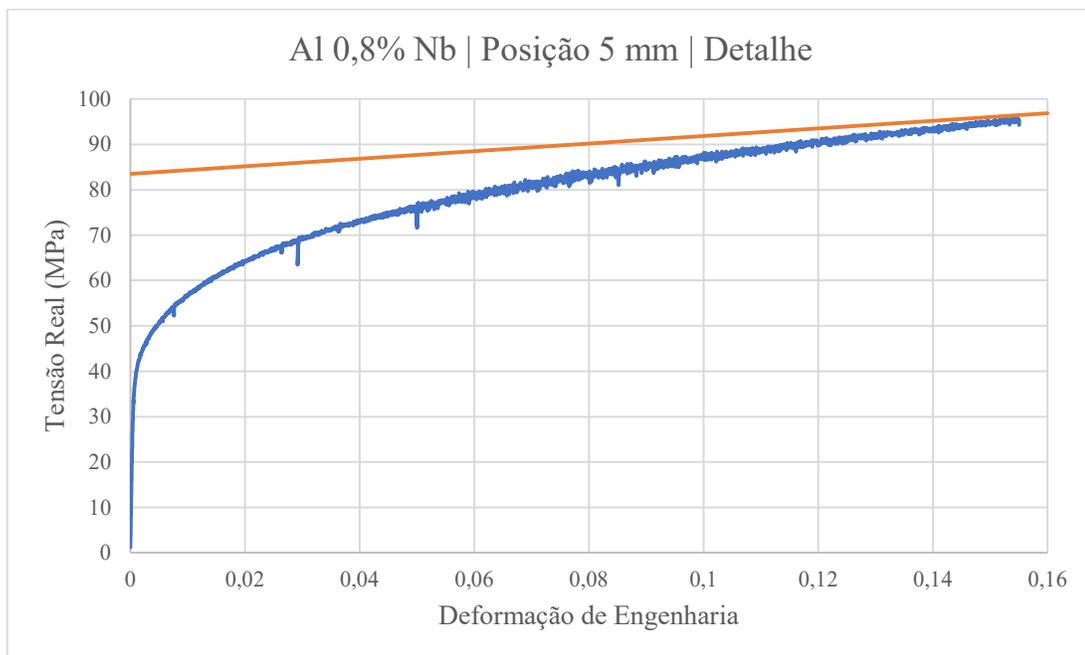


Figura 4.8 - Curva tensão verdadeira-deformação verdadeira para a liga Al 0,8 % Nb. O corpo de prova está a distância de 5 mm da interface metal/molde.

Para a determinação do ponto de máxima carga no ensaio real para a liga Al 0,8% Nb, foi aplicado o método de construção geométrica denominado método de construção de Considère (Garcia, 2000). Os desenhos resultantes podem ser verificados nas Figuras 4.9 (a) e (b).



(a)



(b)

Figura 4.9 – (a) Método de construção de Considère para determinação da tensão real no ponto de máxima carga para a liga Al 0,8% Nb na posição 5 mm. (b) Imagem ilustrativa da determinação do ponto de máxima carga no ensaio real.

Pelo gráfico de tensão de engenharia-deformação de engenharia obtivemos um limite de resistência à tração de 85,58 MPa e pelo método de construção de Considère obtivemos uma tensão real no ponto de máxima carga de 97,29 MPa.

Considerando-se que a liga de alumínio comercialmente puro AA 1199 tem um limite de resistência à tração de 45 MPa (ASM Vol. 2, 1990), uma possível causa do aumento do valor da propriedade limite de resistência à tração na liga Al 0,8% Nb seria a presença de uma maior concentração de elementos de liga dentre os quais podemos citar o nióbio.

4.7 ENSAIO DE DUREZA

Com o intuito de caracterizar as propriedades mecânicas das amostras como fundidas em relação à distância da interface metal/molde, foram conduzidos ensaios de dureza Vickers (HV5/20) e os resultados extraídos foram apresentados na Figura 4.10.

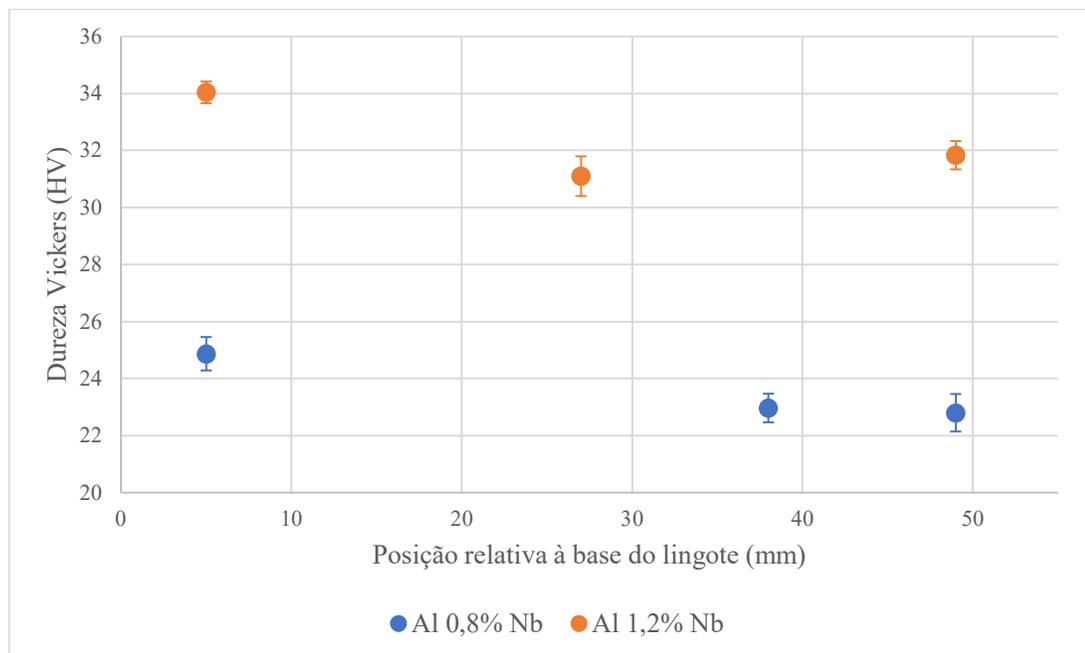
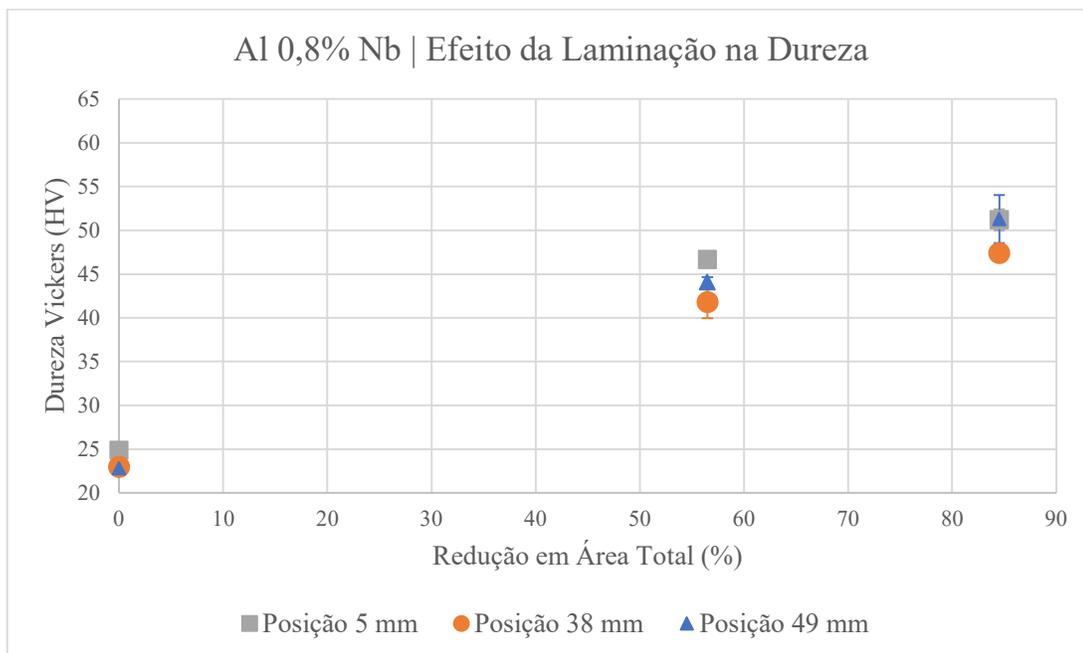


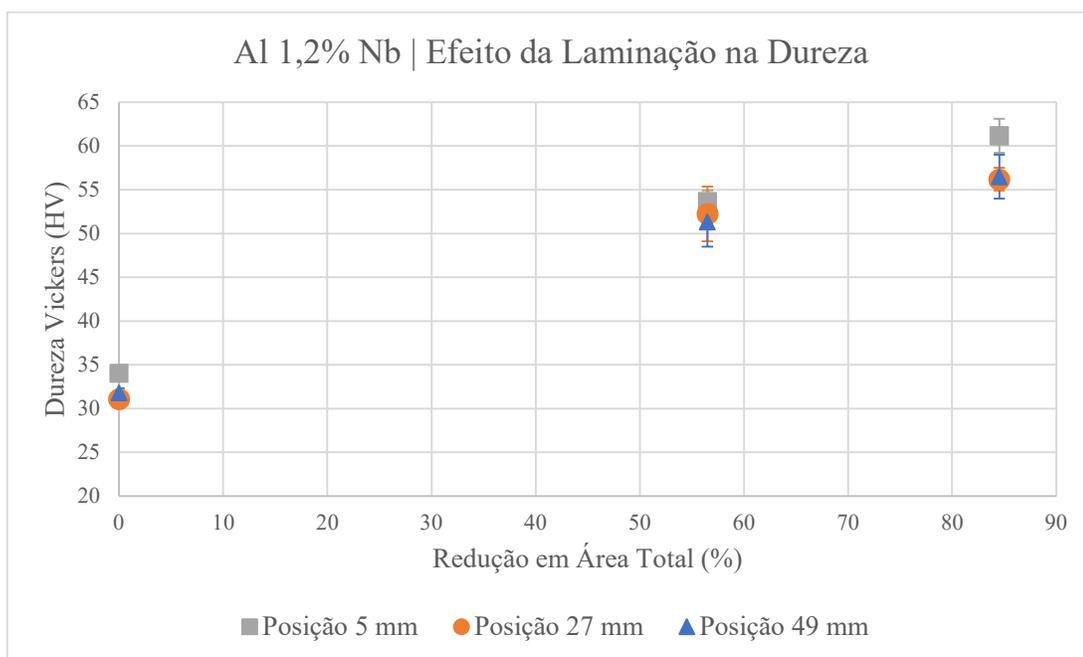
Figura 4.10 - Dureza Vickers em função da posição relativa à base do lingote para as amostras como fundidas.

As curvas da Figura 4.10, indicam que as amostras da liga Al 1,2% Nb possuem uma dureza maior que as amostras da liga Al 0,8% Nb, uma característica que pode ter sido conferida às amostras da liga Al 1,2% Nb pela presença do soluto nióbio em maiores concentrações. Outra observação factível, é associar a microestrutura refinada típica das posições próximas à base do lingote a valores mais elevados da propriedade dureza.

Objetivando comparar o desempenho mecânico das amostras antes e depois dos processos de conformação a frio conduzidos, foram construídos para cada uma das ligas gráficos da dureza em função da redução em área total da amostra. As curvas resultantes são exibidas nas Figuras 4.11 (a) e (b).



(a)



(b)

Figura 4.11 - Dureza Vickers em função da redução em área total das amostras da liga (a) Al 0,8% Nb e (b) Al 1,2% Nb nas posições especificadas.

As informações extraídas das Figuras 4.11 (a) e (b), sugerem que o processo de laminação aplicado sobre as amostras foi o responsável pelo aumento do valor da dureza observado. Um argumento que ratifica esse ponto de vista, é o de que amostras de mesma altura no lingote estão sujeitas às mesmas variáveis térmicas de solidificação e, portanto, costumam apresentar as mesmas características microestruturais, isto é, podem ser consideradas equivalentes. Nota-se também que a dureza é uma grandeza diretamente proporcional à redução em área total, visto que maiores deformações podem ser associadas a maiores valores de dureza.

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados das análises e ensaios conduzidos ao longo desse trabalho podem ser realizadas as seguintes conclusões:

As análises químicas realizadas nas amostras retiradas dos lingotes se mostraram inconclusivas para atestar a composição química alvo das ligas, visto que se identificou uma possível heterogeneidade na distribuição do soluto Nb ao longo do material. A rigor, novos ensaios deverão ser realizados retirando-se amostras de regiões ainda não investigadas.

Ambos os lingotes utilizados Al 0,8% Nb e Al 1,2 % Nb apresentaram uma macroestrutura com morfologia predominantemente colunar onde se observa a existência de boa direcionalidade dos grãos no sentido vertical, o que confirma a eficácia da extração direcional do fluxo de calor.

A caracterização microestrutural das ligas permite identificar um aumento no tamanho das microestruturas com o aumento do distanciamento da interface metal/molde e o processo de laminação a frio empregado provocou alongamentos na microestrutura das amostras proporcionais às reduções em área aplicadas, isto é, quanto maiores as reduções em área maiores as distorções observadas.

Os valores determinados pelo ensaio de excitação por impulso para os módulos de elasticidade das ligas se mostraram condizentes com os encontrados na literatura. A propriedade em questão, não teve o seu valor significativamente modificado pela distância em relação à interface metal/molde ou pela deformação resultante do processo de deformação aplicado. Os módulos de elasticidade apresentaram, entretanto, valores superiores para a liga Al 1,2% Nb em comparação à liga Al 0,8% Nb. Isso sugere que a presença do nióbio em maiores concentrações aumentou a rigidez do material.

Os ensaios de tração realizados nas amostras da liga Al 0,8% Nb, permitiram que fossem determinados o limite de escoamento, o limite de resistência à tração, o alongamento específico e o módulo de elasticidade do material. Os ensaios de tração se mostraram uma boa alternativa para se obter uma aproximação do valor do módulo de elasticidade do material. Os ensaios de excitação por impulso, entretanto, produziram resultados mais próximos dos valores esperados. A partir da aplicação do método de construção de Considère, foi possível encontrar o valor da tensão no ponto de máxima carga no ensaio real.

As amostras da liga Al 1,2% Nb apresentaram uma dureza maior que as amostras da liga Al 0,8% Nb, uma característica que pode ter sido conferida às amostras da liga Al 1,2% Nb pela presença do soluto nióbio em maiores concentrações. Outra observação factível, é associar a microestrutura refinada típica das posições próximas à base do lingote a valores mais elevados da propriedade dureza. Foram identificados maiores valores de dureza para as amostras que foram submetidas a reduções em área em decorrência do processo de laminação. Isso sugere que o encruamento resultante da deformação plástica foi o responsável pelo aumento do valor da dureza observado. Nota-se também que a dureza é uma grandeza diretamente proporcional à redução em área total, visto que maiores deformações podem ser associadas a maiores valores de dureza.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). Fundamentos e Aplicações do Alumínio. [s. l: s.n.]. v. 1. 2007.
- ABNT. NBR 13284:Preparação de Corpos-de-Prova para Análise Metalográfica – Procedimento, 1995.
- ABNT. NBR 6672: Materiais Metálicos Determinação da Dureza Vickers, 1981.
- ASM Vol. 2. ASM Metals Handbook Volume 2: *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, 1990.
- ASM Vol. 9. ASM Metals Handbook Volume 9: *Metallography and Microstructures*. [s.l:s.n].
- ASTM INT., ASTM E1876-07 - *Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Impulse Excitation of Vibration*; 2007.
- ASTM INT., ASTM E8/E8M – 13a – *Standard Test Methods for Tensions Testing on Metallic Materials*. 2009.
- ATCP Engenharia Física. Informativo Técnico-Científico ITC-ME. Módulos Elásticos: Visão Geral e Métodos de Caracterização. 2010.
- CALLISTER, W. D. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2000.
- CHIAVERINI, V. *Tecnologia Mecânica Processos de Fabricação e Tratamento Volume II*. 2 ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1987.
- COLPAERT, H. *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns*. 4 ed. São Paulo, Editora Blucher, 2008.
- COUTINHO, Maycol Moreira. *Correlação entre as Propriedades Mecânicas e Microestruturais da Liga Al0,4%Nb em Diferentes Condições de Solidificação*. 2018. 89 f., il. Dissertação (Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia) - Universidade de Brasília, Brasília, 2018.
- CRUZ, Kleber Augustin Sabat da. *Microestrutura de Solidificação, Resistências Mecânica e ao Desgaste de Ligas Al-Sn e Al-Si*. 2008. 186p. Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP. 2008
- DANTAS, Patrícia Pereira. *Caracterização de Ligas Hipereutéticas de Al-Ni Solidificadas Unidirecionalmente*. 2014. xviii, 85 f., il. Dissertação (Mestrado em Integridade de Materiais de Engenharia) - Universidade de Brasília, Brasília, 2014.
- DIETER, G. E. *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill Book Co., 3ª edição. 1988.
- GARCIA, A.; Spim, J. A.; Santos, C. A. – *Ensaio dos Materiais*. Rio de Janeiro, RJ. LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2000.
- GARCIA, Amauri. *Solidificação: Fundamentos e Aplicações*. 2. ed. Campinas, SP. Editora da Unicamp, 2007.

GOULART, Pedro Roberto. Caracterização da Microestrutura de Solidificação de Ligas Al-Fe e Correlação com Propriedades Mecânicas. 2010. 160 p. Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP. 2010.

MARANHÃO, Diego Carvalho. Caracterização Microestrutural e Mecânica de Ligas Diluídas de Alumínio-Tungstênio, Produzidas por Solidificação Unidirecional Ascendente em Regime Transiente de Calor. 2019. xx, 100 f., il. Dissertação (Mestrado em Ciências Mecânicas) - Universidade de Brasília, Brasília, 2019.

OHNO, Atsumi, Solidificação dos Metais, Tradutores Paulo da Silva Pontes, Nivaldo Lemos Cupini. São Paulo: Livr. Ciência e Tecnologia, 1988.

PADILHA, Angelo Fernando; SICILIANO JR, Fulvio. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura, Terceira Edição, Revisada e Ampliada. São Paulo: ABM Livros, 2005.

QUARESMA, José Maria do Vale. Correlação entre Condições de Solidificação, Microestrutura a Resistência Mecânica. 1999. 274 f. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, 1999.

ROSA, Daniel Monteiro. Estruturas Celulares, Transição Celular/Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória. 2007. 171p. Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP. 2007.

SHACKELFORD, J.F. – Ciência dos Materiais, Pearson Education do Brasil, 6 ed., São Paulo, 2008.

SILVA, José Ildon Saraiva. Caracterização Microestrutural e Mecânica de Ligas Diluídas de Alumínio-Nióbio. 2017. 70 f., il. Dissertação (Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia) - Universidade de Brasília, Brasília, 2017.

SIQUEIRA, C. A.; Cheung, N.; Garcia, A. – *Solidification Thermal Parameters Affecting the Columnar to Equiaxed Transition, Metallurgical Materials Transaction A*, v. 33, pp. 2107-2118, 2001.

SOUSA, Sarah Maria de Albuquerque. Dureza e Microestrutura de uma Liga de Al0,4%W Solidificada e Laminada. 2019.