



PROJETO DE GRADUAÇÃO 2

**AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO
TRATAMENTO TÉRMICO T6 NA LIGA
AL0,8%W APÓS PROCESSO DE
LAMINAÇÃO A FRIO**

Por,

Lucas Vinícius Silva de Jesus

Brasília, 27 de Junho 2019

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

**FACULDADE DE TECNOLOGIA DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA**

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

PROJETO DE GRADUAÇÃO 2

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO T6 NA LIGA AL0,8%W APÓS PROCESSO DE LAMINAÇÃO A FRIO

POR,

Lucas Vinícius Silva de Jesus

Relatório submetido como requisito parcial para obtenção

Do grau de Engenheiro Mecânico.

Banca Examinadora

Prof. Daniel Monteiro Rosa, UnB/ ENM (Orientador)

Prof. Alysson Martins Almeida Silva, UnB/ ENM

Prof. Thiago Primo de Sousa, UnB/ENM

Brasília, 27 de Junho de 2019

AGRADECIMENTOS

Agradeço em primeiro lugar a DEUS, autor da vida e a quem dedico minha fé.

Ao meu pai Reginaldo Lima e as minhas duas mães Elizabeth Bento e Sandra Lima, por acreditarem em mim e, incondicionalmente, proverem o suporte necessário para que eu atingisse meus objetivos.

À minha melhor amiga, companheira e namorada Beatriz por toda paciência, ajuda e compreensão e por todo amor e carinho dedicados a mim.

À toda minha família que, com muito carinho e apoio, não mediram esforços para que eu chegasse até esta etapa da minha vida. Em especial aos meus irmãos Leonardo, Sarah, Enzo e Isabelle.

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 alunos de mestrado, doutorado, amigos e engenheiros, Thiago Primo, Maycol Coutinho, Diego Carvalho, Gustavo Reinke, Laio Neiva e Sarah Albuquerque pelo companheirismo em todos os momentos.

Aos professores, técnicos e funcionários da FT, SG e ENM que tanto colaboraram para a minha formação.

RESUMO

As ligas de alumínio são materiais de alta utilização em escala industrial, principalmente, em função de sua enorme versatilidade. A crescente demanda por ligas de propriedades mecânicas de alta performance tem motivado o desenvolvimento de ligas de alumínio. O presente trabalho contribui para o entendimento da liga de composição Al0,8%W sob a ótica de uma liga solidificada submetida a conformação mecânica. Dessa forma visou-se estudar a influência do tratamento térmico sobre a liga em estado de deformação plástica. Para atingir esse objetivo, a liga, fabricada por meio de solidificação unidirecional transiente, foi submetida ao processo de laminação a frio, avaliada em função dos resultados metalográficos obtidos e tratada termicamente por solubilização e envelhecimento artificial (T6). A análise utilizou como parâmetro a caracterização macroestrutural e microestrutural da liga, bem como avaliação de propriedades mecânicas da liga por meio de ensaio de microdureza. Constatou-se que amostras sem tratamento apresentaram valores crescentes de microdureza conforme encruamento experimentado nas laminações. Em contrapartida, amostras tratadas com T6 mostraram-se, aparentemente, não influenciadas pelo tratamento após laminação.

Palavras-chave: ligas de alumínio, solidificação, laminação, solubilização e envelhecimento, microdureza.

ABSTRACT

Aluminum alloys are widely used in industrial scale mostly because of their huge versatility. The increasing demand to obtain mechanical properties of higher performance is been motivating the development of new aluminum alloys. The present work aims to contribute to the comprehension of Al0,8%W alloy under point of view of solidified alloy subjected to lamination. Thus, the research aims to study the influence of the heat treatment over plastic deformation state. In order to achieve the expected results, the solidified alloy by unidirectional transient regime was submitted to cold lamination process, evaluated by supporting the acquired results, followed by solution treatment and artificial ageing (T6). The analysis has characterized the macrostructure and microstructure likewise the mechanical properties through tests of microhardness. It was found that samples without no heat treatment presented increasing values of microhardness due to the hardening effect over the laminations. On the other hand, samples under effect of T6 appeared not to be influenced by the heat treatment after lamination.

Key words: Aluminum alloy, solidification, lamination, solution and artificial ageing, microhardness.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	7
LISTA DE TABELAS	9
1 INTRODUÇÃO	10
1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	10
1.2 JUSTIFICATIVA	11
1.3 OBJETIVO	11
1.4 ORGANIZAÇÃO DO TEXTO.....	12
2.1 ALUMÍNIO	13
2.2 LIGAS DE ALUMÍNIO	14
2.2.1 Liga de Alumínio - Tungstênio	15
2.3 PARÂMETROS TÉRMICOS DA SOLIDIFICAÇÃO	17
2.3.1 Solidificação unidirecional ascendente transiente.....	19
2.3.2 Macroestrutura de solidificação	20
2.3.3 Microestruturas de solidificação	24
2.4 PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO MECÂNICA.....	26
2.5 TRATAMENTOS TÉRMICOS	29
2.5.1 Solubilização e Têmpera	32
2.5.2 Envelhecimento Artificial	33
3.1 METODOLOGIA EXPERIMENTAL	34
3.1.1 Preparação da liga	34
3.1.2 Vazamento na lingoteira e solidificação vertical unidirecional	36
3.1.3 Parâmetros térmicos experimentais	37
3.1.4 Corte do lingote.....	40
3.1.5 Laminação a frio.....	40
3.1.6 Tratamento Térmico T6	42
3.1.7 Metalografia Macro e Microestrutural	43
3.1.9 Ensaio de microdureza Vickers	44
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	46
4.1 Determinação das variáveis térmicas	46

4.2	Caracterização Macroestrutural da Liga	49
4.3	Laminação a frio	50
4.4	Caracterização Microestrutural da liga Al0,8%W	50
4.5	Ensaio Microdureza Vickers	57
5.	CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	61
6.	TRABALHOS FUTUROS	63
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	64

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Séries de liga alumínio (SILVA, 2013).....	15
Figura 2. Fluxograma de solidificação de metais (Garcia, 2001).....	17
Figura 3. Modos de transferência na solidificação unidirecional ascendente transiente (ROSA, 2007).....	20
Figura 4. Macroestrutura de solidificação (GOULART, 2010)	21
Figura 5. Macrografias da Transição Colunar/Equiaxial (CAMPOS JUNIOR, 2017).	23
Figura 6. Morfologias provenientes da atuação de fatores de influência de estruturas de solidificação (GOULART, 2010).....	24
Figura 7. Corte transversal de uma estrutura celular de baixo SRC (GOULART, 2010)..	25
Figura 8. Vista lateral de uma estrutura celular (GOULART, 2010).	25
Figura 9. Ramificações interdendríticas primárias (11) e secundárias (12) (GOULART, 2010).....	26
Figura 10. Deformação do material em processo de laminação (Adaptação de PONTES, 2017).....	28
Figura 11. Aumento da resistência mecânica de um material encruado (CORRÊA, 2004)	29
Figura 12. Etapas do processo de endurecimento por precipitação - T6 (Callister, 2008). 31	
Figura 13. Diagrama de fases liga Al-W (MARANHÃO, 2019).....	32
Figura 14. Esquema representativo Resistência Mecânica e Dureza sob diferentes tempos de envelhecimento (SMITH, 1998).....	33
Figura 15. Fluxograma da metodologia proposta.	34
Figura 16. Forno Mufla Elektro Therm.	35
Figura 17. Lingoteira de solidificação vertical unidirecional (COUTINHO, 2018)	36
Figura 18. Posicionamento dos termopares	37
Figura 19. Representação do tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i> (DIAS FILHO, 2016)	38

Figura 20. Representação gráfica do deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> x tempo (DIAS FILHO, 2016).....	38
Figura 21. Representação matemática e gráfica da Velocidade da isoterma Liquidus (DIAS FILHO, 2016).....	39
Figura 22. Representação gráfica da obtenção da Taxa de resfriamento (ROSA, 2007)...	39
Figura 23. Esquema ilustrativo do corte de lingotes para análises.	40
Figura 24. Laminador elétrico LE-180 a) visão geral b) perfis de rolos de laminação	42
Figura 25. Forno Mufla Q318M	43
Figura 26. Sentido de endentação (a) e Microdurômetro (b).	45
Figura 27. Curvas de resfriamento Temperatura X tempo	46
Figura 28. Tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i>	47
Figura 29. Velocidade da isoterma <i>liquidus</i>	47
Figura 30. Taxa de resfriamento	48
Figura 31. Gradiente térmico a frente da interface sólido/líquido.....	48
Figura 32. Macroestrutura de solidificação predominantemente colunar da liga Al0,8%W	49
Figura 33. Microdureza da liga como recebida	57
Figura 34. Microdureza Vickers - Grupo sem tratamento térmico.....	59
Figura 35. Microdureza Vickers - liga com tratamento térmico T6.....	60
Figura 36. Ajuste para microdureza média - Grupo com tratamento T6.....	60

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Propriedades dos metais mais utilizados (ABAL, 2017)	14
Tabela 2. Propriedades do Tungstênio (W)	16
Tabela 3. Vantagens e desvantagens dos processos a frio e a quente (Adaptação de OLIVEIRA, 2010; BRESCIANI <i>ET AL.</i> 2011)	28
Tabela 4. Especificação dos tratamentos de designação H por deformação plástica	30
Tabela 5. Especificação de tratamentos térmicos T.....	30
Tabela 6. Massas de elementos de liga	35
Tabela 7. Parâmetros de Tempo e Temperatura para tratamento T6.....	42
Tabela 8. Características dos ataques metalográficos.....	44
Tabela 9. Resumo Variáveis Térmicas - Al0,8% W.....	49
Tabela 10. Resultados percentuais de redução de área transversal na laminação	50
Tabela 11. Relação metalográfica em função de diferentes posições de solidificação	51
Tabela 12. Microestrutura e Respectivas Variáveis Térmicas - Posição 6,5 mm.....	52
Tabela 13. Microestrutura e Respectivas Variáveis Térmicas - Posição 17,5 mm.....	53
Tabela 14. Microestrutura e Respectivas Variáveis Térmicas - Posição 29,5 mm.....	54
Tabela 15. Microestrutura e Respectivas Variáveis Térmicas - Posição 41,5 mm.....	55
Tabela 16. Microdureza Vickers - Amostras com tratamento térmico T6 Erro! Indicador não definido.	
Tabela 17. Microdureza Vickers – Amostras sem tratamento térmico.	58

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

As ligas de alumínio, embora com algumas limitações tecnológicas, são materiais altamente presentes nas indústrias, principalmente, automotiva e aeroespacial. No caso dessas ligas, um fator importante é a relação temperatura-comportamento mecânico (CAMPOS, 2005). A interdependência entre os parâmetros térmicos e os processos de conformação mecânica, em âmbitos micro e macroestruturais, são essenciais para aplicações em que a análise das propriedades mecânicas da liga é objeto de interesse.

O processo de solidificação e as características mecânicas do material são aspectos que afetam diretamente a formação do material. Os defeitos gerados na solidificação geralmente são conservados mesmo após processos de conformação (ROSA, 2007).

As modificações da interface entre sólido/líquido (S/L) na solidificação estão intensamente ligadas com os tipos de microestrutura de solidificação. A segregação de soluto ou de solvente provoca uma distribuição instável da interface plana. Essa segregação condiciona o arranjo microestrutural, demonstrando que a consideração da velocidade de solidificação (V_L), gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido (G_L), taxa de resfriamento (\dot{T}) e a concentração de redistribuição de soluto (C_0) e super-resfriamento constitucional (SRC) são responsáveis pelas transições que ocorrem na interface sólido líquido. (GARCIA, 2001, ROSA, 2007). Técnicas de metalografia podem correlacionar as variáveis e os parâmetros estruturais denominados espaçamentos intercelulares, interdendríticos (primários, secundários e terciários) e outros fatores que condicionam o arranjo microestrutural.

Processos de conformação são definidos pela modificação de forma do material em função da deformação plástica. A laminação consiste na passagem do material por dois cilindros, em conjunto de várias reduções de diâmetro instalados de maneira a evitar o curvamento da estrutura. Na laminação a frio, usada para produção de materiais com tolerâncias dimensionais de alta precisão e microestrutura fina, ocorre um endurecimento do material em função de uma maior resistência à movimentação de discordâncias, denominado encruamento.

As ligas laminadas experimentam um encruamento durante o processo de deformação. Em termos microestruturais, ligas laminadas apresentam aspecto de alongamento dos grãos e consequente aumento de área de contorno de grão. O tratamento térmico de solubilização e

envelhecimento artificial (T6) visa um endurecimento da liga por precipitação. Para que o tratamento consiga alcançar o endurecimento da liga é necessário que esta seja tratável e que os elementos de liga sejam precipitáveis. Dessa forma, temperatura e tempo são fatores de extrema importância para o tratamento T6 de uma liga (SMITH, 1998).

Ligas de alumínio-Tungstênio são considerados materiais de alta *performance*. Estas têm demonstrado, independentemente do processo de fabricação, um desempenho desejável às indústrias em âmbitos mecânico, naval, aeronáutico e bélico. Alta resistência a corrosão e ao desgaste são trunfos que motivam tal combinação de liga. Dessa forma, as ligas de Al-W são consideradas um indicativo de ótima combinação de propriedades de ligas (GUO *et al* ,2014).

1.2 JUSTIFICATIVA

Na literatura, há poucos trabalhos que visam estudar as propriedades mecânicas e microestruturais das ligas de alumínio e tungstênio. O tungstênio, detentor de propriedades mecânicas únicas como alto ponto de fusão, altíssima densidade e considerável resistência a corrosão, possui um alto potencial de lacunas do conhecimento a serem aprofundadas.

Nesse contexto, o trabalho contribuirá para o entendimento de propriedades mecânicas da liga Al0,8%W decorrentes do processo difusão do tungstênio em alumínio. Uma vez que o estudo da combinação dos dois elementos sob a ótica da solidificação enquadra-se em uma iniciativa exploratória na ciência dos materiais.

1.3 OBJETIVO

Analisar a influência do tratamento térmico em ligas de Al0,8%W laminadas a frio. Visa-se entender a atuação do elemento de liga Tungstênio na liga de Alumínio e suas possíveis alterações no que se refere às propriedades mecânicas e metalográficas da liga.

Para cumprimento do objetivo proposto, deve-se efetuar a análise microestrutural e de propriedades mecânicas em diferentes níveis da solidificação vertical ascendente. O intuito é avaliar as propriedades mecânicas e microestruturais do material a cada etapa do processo. De tal forma que se deseja:

- Promover a fundição da liga Al0,8%W e solidificar de forma vertical unidirecional transiente;
- Realizar processo de conformação mecânica por meio de laminação a frio das amostras de ligas solidificadas de Al0,8%W;

- Tratar termicamente, realizando tratamento T6, com a finalidade de avaliar a influência da laminação nas propriedades da liga tratada.
- Avaliar os efeitos da adição do Tungstênio em cada etapa realizada:
 1. Caracterização da macroestrutura e da microestrutura por meio de técnicas metalográficas, de microscopia e análise gráfica;
 2. Realização de ensaios mecânicos (microdureza) no intuito de obter análise de propriedades mecânicas;

1.4 ORGANIZAÇÃO DO TEXTO

Além deste capítulo 1, destinado à introdução do trabalho, a justificativa e objetivo do mesmo, outros 6 capítulos compõem a estruturação textual.

O capítulo 2 aborda as referências bibliográficas, que compreendem uma revisão teórica de conceitos essenciais para atingir os objetivos propostos. Conceitos de parâmetros térmicos e macro e microscópicos de solidificação, laminação a frio e tratamentos térmicos e ensaios mecânicos.

No capítulo 3, são apresentados os aparatos e materiais experimentais, juntamente com a metodologia proposta, bem como os dados e detalhes técnicos que serão adotados para prosseguimento do trabalho.

No capítulo 4 estão apresentados os resultados obtidos e as discussões relativas a cada um dos tópicos. Para isso, são abordadas as imagens metalográficas e suas respectivas variáveis térmicas e os dados relativos à microdureza para todas amostras.

No capítulo 5 constam as considerações finais do trabalho, em que são propostas as motivações ou prováveis sugestões em relação aos resultados obtidos.

No capítulo 6 há algumas sugestões de trabalhos futuros para corroborar ou complementar os resultados obtidos no capítulo 4.

O capítulo 7 apresenta as referências bibliográficas utilizadas como apoio literário na composição do presente trabalho.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 ALUMÍNIO

O Alumínio (Al) é um metal largamente empregado na indústria e evidencia-se pela considerável versatilidade. Pelo fato de ser um metal de alta maleabilidade e ductilidade, configura-se como uma ótima matéria-prima para processos de conformação mecânica. Processos de laminação, trefilação, extrusão e revestimento corroboram tal versatilidade, podendo ser definida, segundo (FEITOSA, 2005), como “a capacidade de ser submetido a elevadas taxas de deformações a frio sem sofrer fissuras, além de endurecer gradativamente”.

Uma combinação de propriedades faz do alumínio um material de excepcional aplicabilidade. De maneira geral, pode-se listar as principais características químicas e físicas do alumínio puro (ABAL, 2017).

- Arranjo cristalográfico: CFC
- Ponto de fusão: Ponto de fusão de 660 °C
- Peso específico: Cerca de 2,70 g/cm³
- Resistência à corrosão: Pelo fato de possuir uma fina e invisível camada de óxido, o alumínio é um metal de alta resistência à corrosão.
- Condutibilidade elétrica: O alumínio puro possui condutividade elétrica de 62% da IACS (*International Annealed Copper Standard*). Comparativamente, associada à baixa densidade, pode conduzir tanta corrente quanto o cobre.
- Condutibilidade térmica: Em comparação ao aço, conduz 4,5 mais calor.
- Reciclagem: Na atual conjuntura ambiental mundial, a característica de o alumínio ser infinitamente reciclável, sem perda de suas propriedades físico-químicas, é um ponto de vantagem considerável.

A Tabela 1 exemplifica uma breve comparação entre as características dos três metais mais utilizados pela sociedade contemporânea.

Tabela 1. Propriedades dos metais mais utilizados (ABAL, 2017)

Propriedades físicas típicas	Alumínio	Aço	Cobre
Densidade (g/cm³)	2,70	7,86	8,96
Temperatura de fusão (°C)	660	1500	1083
Módulo de elasticidade (MPa)	70000	205000	110000
Coefficiente de dilatação térmica (L/°C)	23.10 ⁻⁶	11,7.10 ⁻⁶	16,5.10 ⁻⁶
Condutibilidade térmica a 25°C (Cal/cm/°C)	0,53	0,12	0,94
Condutibilidade elétrica (%IACS)	61	14,5	100

Verificou-se com o uso do alumínio puro que a baixa resistência mecânica inviabiliza algumas aplicações. Dessa maneira, iniciou-se uma tendência industrial de associação do mesmo com outros elementos, como Cu, Mn, Si, Mg e outros. As ligas de alumínio possuem maior resistência mecânica, além de densidade inferior a 1/3 da do aço. São materiais em que as propriedades do alumínio são mantidas e adiciona-se elementos de liga para obtenção de propriedades mecânicas modificadas conforme necessidade. Otimizações de parâmetros de fabricação e tratamentos térmicos são processos importantes para as propriedades do material (SILVA, 2012).

2.2 LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio e suas ligas são caracterizados por propriedades mecânicas abrangentes como baixa densidade e resistência a corrosão, que por este motivo possui larga aplicação em áreas de indústrias marinha, aviação e automotiva.

Segundo a ASTM (*American Society for Testing and Materials*), é conveniente agrupar as ligas com características físico químicas aproximadas. Tal classificação considera parâmetros microestruturais e composição química, sendo subdividida em ligas trabalháveis, ou seja, que podem ser submetidas a processos de deformação a quente ou a frio e as ligas de fundição. No caso dessa segunda classificação, em função da adição de elementos de liga, as ligas de fundição apresentam baixa capacidade de deformação.

De acordo com a IADS (*International Alloy Designation System*), as ligas de alumínio que podem ser submetidas a trabalhos mecânicos são classificadas em séries. A designação de tais séries segue um padrão de 4 dígitos, em que cada um significa uma classificação da liga. O primeiro dígito especifica o principal elemento de liga, o segundo está relacionado com as modificações feitas à liga, considerando que a liga original possui tal dígito igual a zero e as numerações são de 1 a 9. Os últimos dois dígitos estão relacionados a porcentagem de pureza da liga. As ligas de alumínio podem, então, ser divididas em 9 séries conforme a Figura 1.

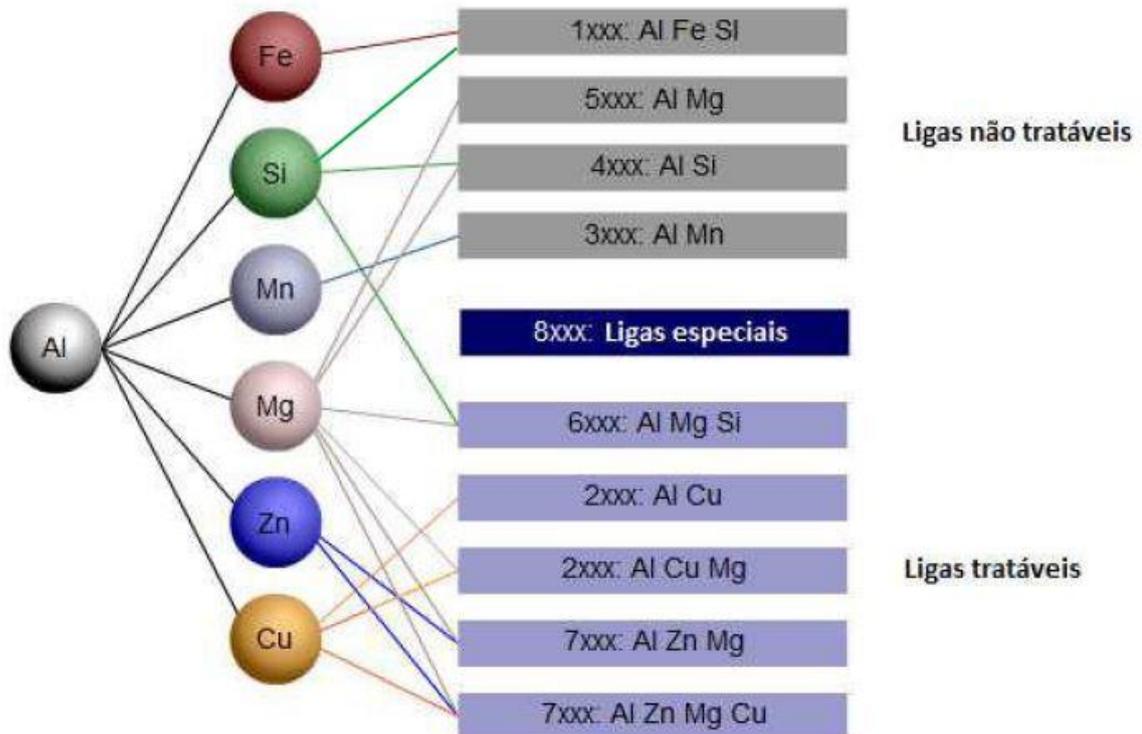


Figura 1. Séries de liga alumínio (SILVA, 2013)

2.2.1 Liga de Alumínio - Tungstênio

Tungstênio (W) é um elemento químico caracterizado por variadas aplicações na indústria em função de suas propriedades mecânicas exclusivas (Tabela 2). Este elemento apresenta comportamento de conservar sua dureza mesmo submetido a altas temperaturas, possui alta resistência a tração e elevada resistência a corrosão.

Tabela 2. Propriedades do Tungstênio (W) (Adaptação de LASSNER AND SCHUBERT, 1999; MARANHÃO, 2019)

Propriedades	Valor
Ponto de Fusão	3422°C
Temperatura de transição dúctil – frágil	250-450 (°C)
Condutividade térmica	174 (W.m ⁻¹ K ⁻¹)
Densidade	19,2 g/cm ³
Módulo de Young	390-410(GPa)

Ligas de alumínio tem enfrentado uma crescente demanda de obtenção com propriedades mecânicas otimizadas, principalmente, no âmbito da resistência ao desgaste, corrosão e fadiga. As ligas Al-W são consideradas como um novo tipo de liga cujas propriedades combinam as vantagens de cada um dos elementos. (RAFIEI, 2010)

Ligas Al-W estão sendo estudadas, testadas e têm apresentado bons resultados em instrumentação na medicina, componentes automotivos e esportivos, como tacos de golfe, além de serem usadas em penetradores de energia, contrapesos, escudos de radiação e contatos elétricos. A vantagem de estudar as variantes do Tungstênio em ligas se configura em uma nova geração de materiais de alta performance para armamentos bélicos e voltados para engenharia aeroespacial e seus objetos de estudo. Estudos revelam que ligas de tungstênio alumínio, fabricadas com metalurgia do pó, ao serem submetidas em regime de energia de alta deformação podem atingir super durezas de aproximadamente 570 HV (GUO *et al*, 2014).

O tungstênio é utilizado em diversas ligas metálicas pois, além do fato de possuir ótimas propriedades mecânicas, possui boa interação química com os demais elementos da tabela periódica (LASSNER AND SCHUBERT 1999; MARANHÃO, 2019)

A avaliação do tungstênio puro obteve uma alta taxa de estudos recentemente, muito em função de um comportamento mecânico paradoxal. As análises perpassam por estudar a influência da alta deformação plástica na microestrutura no intuito de se obter grãos ultrafinos. A dureza se apresentou maior e a ductilidade aumentou em temperatura ambiente. Enquanto houve diminuição da temperatura de transição frágil-dúctil. Motivos pelos quais o estudo do tungstênio tem se intensificado (BONK *et al*, 2018; MARANHÃO, 2019)

2.3 PARÂMETROS TÉRMICOS DA SOLIDIFICAÇÃO

A solidificação de ligas de alumínio consiste, basicamente, em um processo de transferência de calor. Fundamentalmente, ocorre a extração por um fluxo de retirada de calor acompanhado de transformação de fase líquido/sólido. Do ponto de vista macroscópico, a solidificação pode ser associada a dois processos sucessivos e fundamentais:

- Nucleação: Formação de núcleos estáveis no líquido;

- Crescimento: Os núcleos formados crescem de forma gradativa e formam cristais. Esses cristais submetidos a progressiva retirada de calor formam a rede de unidades cristalinas, os grãos. A caracterização microestrutural dos grãos é observada em diferentes fases e morfologias a depender das condições de solidificação e composição química do metal.

O fluxograma da Figura 2 apresenta a sequência dos fatores mais preponderantes na solidificação de um metal.

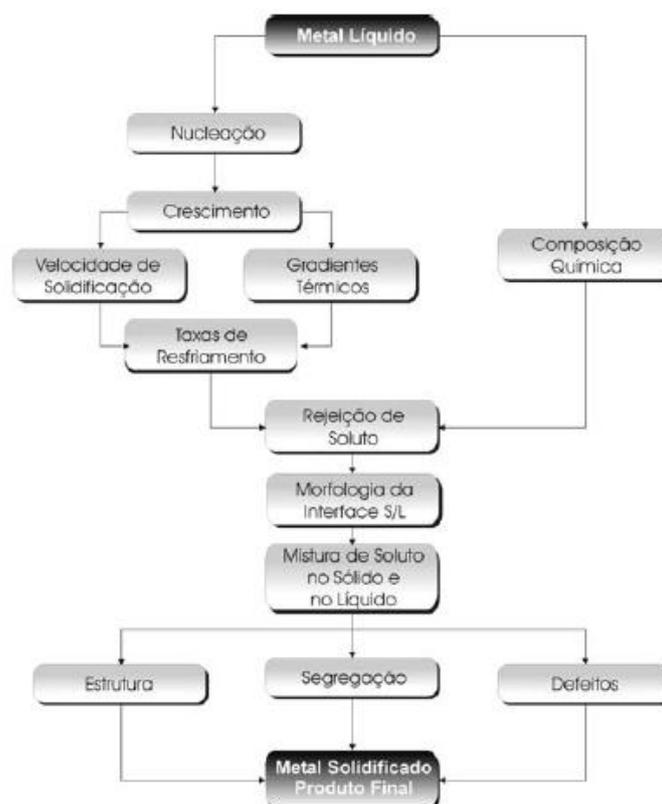


Figura 2. Fluxograma de solidificação de metais (Garcia, 2001)

As especificidades do material e características do processo de solidificação são consideravelmente significantes para formação da macroestrutura, da microestrutura e da ocorrência de defeitos. Os principais parâmetros térmicos a serem analisados na solidificação são: a velocidade de solidificação (V_S), os gradientes térmicos existentes no metal líquido (G_{TL}),

as taxas de resfriamento (T) e temperatura de vazamento (T_v). A importância de tais parâmetros é observada, principalmente, na definição das estruturas provenientes da solidificação. O conhecimento das variáveis térmicas faz-se relevante, uma vez que as estruturas que, posteriormente, sofrerem transformações mecânicas ou térmicas estarão sob influência dos parâmetros de ocorrência da solidificação (GOULART, 2010)

A velocidade de solidificação está relacionada ao deslocamento da interface sólido/líquido em função do tempo. Deve-se observar o fato de que, ao longo do processo de solidificação transiente ocorre diminuição de V_s com o aumento da distância da superfície inferior, uma vez que nesse caso o processo de solidificação é ascendente unidirecional. Tal fato deve-se à ocorrência de menores taxas de resfriamento no sentido ascendente de solidificação. O gradiente térmico é a diferença de temperatura entre a interface já solidificada e o metal líquido em contato com tal. De maneira semelhante, os gradientes térmicos também são reduzidos com aumento da distância do fluxo de extração de calor. Na parte experimental deste estudo, a técnica de solidificação unidirecional tem sido largamente utilizada para análise de aspectos micro e macroestruturais (ROSA, 2007)

O estudo térmico da solidificação pode ser dividido em duas categorias: as de regime estacionário e transiente. Nessa situação primeira situação, o gradiente de temperatura no líquido e a velocidade da isoterma de transformação são controlados independentemente de forma a serem mantidos constantes durante a transferência de calor. No regime transiente, o gradiente de temperatura e a velocidade de solidificação variam livremente com o tempo e com a posição no molde. A análise da solidificação em condições transitórias de fluxo de calor possui elevada importância, considerando que a maioria dos processos industriais envolvem esse tipo de solidificação. A respeito desse processo:

“Esta situação não permite ainda que se possa concluir sobre suas aplicabilidades a ligas metálicas de diversas composições químicas, e a uma faixa expressiva de situações térmicas de solidificação. Em face desta situação, torna-se extremamente importante a avaliação teórico-experimental da influência das variáveis térmicas (T_v , G , v e T) em condições de solidificação unidirecional em regime transitório, sobre parâmetros da macroestrutura e da microestrutura para diversos sistemas metálicos binários, e em uma ampla faixa de concentração de soluto. É possível o mapeamento térmico da solidificação nestas condições, com a utilização de diferentes aparatos experimentais que permitam correlacionar diversas condições térmicas com cada uma das estruturas formadas.” (Rosa, 2007, p.9).

2.3.1 Solidificação unidirecional ascendente transiente

A solidificação unidirecional ascendente consiste em uma configuração do processo em que o fluxo de resfriamento encontra-se na base do aparato. É possível obter por meio desse modelo de solidificação microestruturas com diferentes morfologias dependentes das taxas de retiradas de calor (T) e velocidade da isoterma *liquidus* (V_L) permitindo estabelecer leis experimentais de crescimento dendrítico em função de tais parâmetros térmicos em condições transientes de transferência de calor.

A cinética do sistema de solidificação é determinada pelas variáveis térmicas como: tempo de passagem da isoterma *liquidus* (t_L), velocidade da isoterma *liquidus* (V_L), taxa de resfriamento (\dot{T}) e gradiente térmico (G_L). Essas variáveis são responsáveis pela estrutura final de solidificação e, conseqüentemente, das propriedades mecânicas associadas a diferentes posições em relação à base de retirada de calor (COUTINHO, 2018)

O processo de solidificação, inicialmente, ocorre junto a parede do molde. Uma fina camada de metal solidifica-se, entretanto à medida que o processo de retirada de calor avança forma-se um intervalo físico (*gap*) entre a parte já solidificada e o molde. Esse espaço decorrente do processo de solidificação gera uma resistência térmica à transferência de calor. A determinação desse coeficiente de resistência térmica baseia-se em diferentes abordagens do processo de solidificação de ligas metálicas binárias: Cinética de solidificação unidirecional controlada; Confronto de perfis térmicos teórico-experimentais; Medidas de temperatura de vazão em moldes refrigerados; Medidas de parâmetros de microestrutura de solidificação (GARCIA, 2011).

Em uma solidificação vertical unidirecional, a transferência de calor ocorre de forma variada. Os modos de transferência são, de certa maneira, impulsionados pela fonte de extração de calor na parte inferior do molde metálico refrigerado a água. A Figura 3 explicita claramente os processos térmicos que levam à solidificação do metal. Em termos sequenciais, temos:

- 1 Convecção forçada no fluxo de água
- 2 Transferência newtoniana na interface fluxo de água/molde
- 3 Condução no molde
- 4 Transferência newtoniana na interface molde/metal
- 5 Condução no metal já solidificação
- 6 Convecção e condução térmica no metal líquido

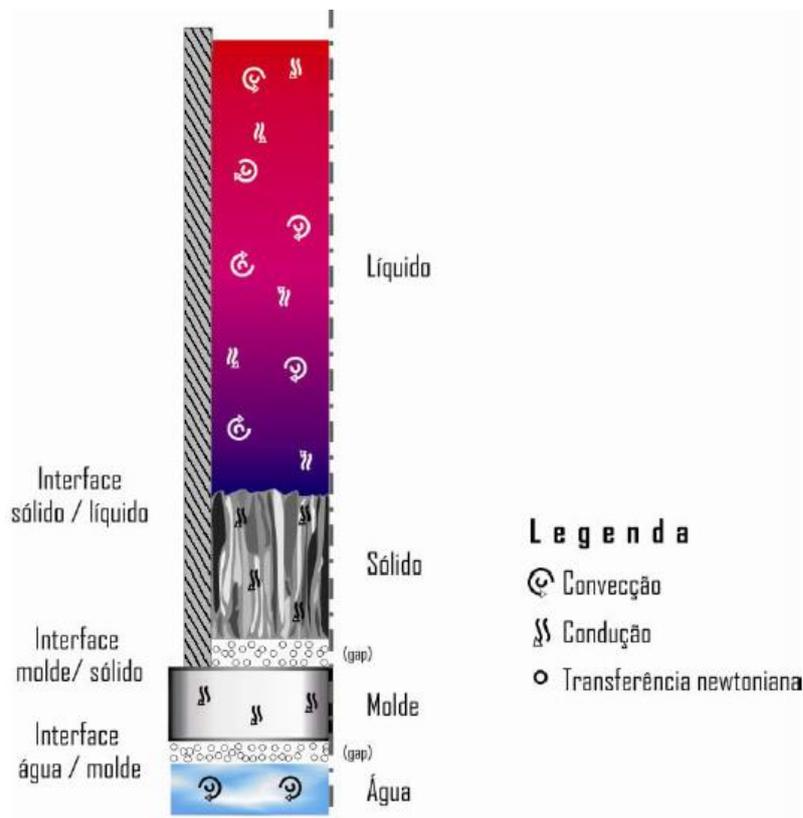


Figura 3. Modos de transferência na solidificação unidirecional ascendente transiente (ROSA, 2007)

2.3.2 Macroestrutura de solidificação

O processo de solidificação se inicia pelo surgimento de núcleos sólidos em meio líquido, crescendo em condições termodinâmicas favoráveis. A maneira a qual ocorre a solidificação determina as características das propriedades mecânicas do material, como o tamanho do grão, espaçamento dendrítico, espaçamento lamelar e as distribuições de precipitados, das inclusões e da porosidade. Conforme Figura 4, de maneira geral, pode-se identificar três regiões macroestruturais distintas: Zona coquilhada, colunar e equiaxial central (GOULART, 2010; FLLOD, 1992).

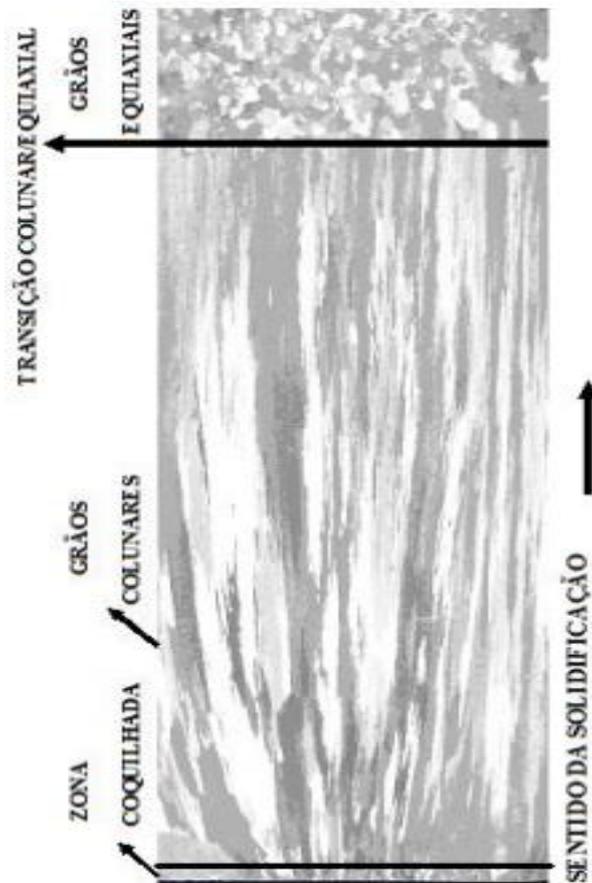


Figura 4. Macroestrutura de solidificação (GOULART, 2010)

A zona coquilhada é constituída por uma camada de pequenos grãos cristalinos localizada próximo ao molde. Essa camada, proveniente dos primeiros passos da solidificação no contato com o fluxo de água do molde, possui orientação aleatória. Em função das altas taxas de resfriamento, haverá uma rápida diminuição local da temperatura favorecendo uma intensa nucleação dos grãos. Tal decréscimo na temperatura, gerando um super-resfriamento, será o responsável pela forma da camada de grãos pequenos e quase sempre uniformes da zona coquilhada.

Uma situação em que o metal, em grau de superaquecimento, entra em contato com as paredes do molde em baixa temperatura, somente uma fina camada de líquido consegue atingir temperaturas abaixo da temperatura de nucleação, gerando, assim, uma zona coquilhada de grãos reduzidos. Entretanto, estando o metal líquido em uma temperatura fora de um superaquecimento, mais próxima da temperatura de solidificação, a zona coquilhada formada será de dimensões maiores (GARCIA, 2011).

A zona colunar é composta por grãos cristalinos alongados, orientação favorável a extração de calor e com dimensões maiores que os grãos coquilhados. Diante de um resfriamento rápido

do líquido há o surgimento de núcleos sólidos que apresentam direção cristalográfica em direção ao fluxo de calor. Esses núcleos tendem a crescer mais rapidamente que os grãos coquilhados, inclusive bloqueando o crescimento destes.

A zona equiaxial é constituída por uma região de grãos cristalinos de dimensões maiores em relação à zona coquilhada. Diferentemente da zona colunar, a zona equiaxial é visualmente caracterizada por grãos sem orientações preferenciais, os grãos equiaxiais, que crescem em direções cristalográficas aleatórias. Os núcleos geradores dos grãos equiaxiais, oriundos de várias origens, têm condições de crescimento propiciada pela temperatura do líquido nas regiões centrais da lingoteira atingirem temperaturas abaixo da linha *líquidus*, podendo surgir a partir do crescimento da zona colunar ou da nucleação de cristais na superfície livre do líquido (GARCIA, 2011).

A Transição Colunar-Equiaxial (TCE) é um tipo de interface entre as zonas colunar e central equiaxial. Essa transição ocorre quando há a possibilidade de nucleação e crescimento de grãos da zona colunar de maneira a sobrepor a ordem inicial representada na figura 4. Nessa transição os grãos equiaxiais exercem um crescimento competitivo com a zona colunar de maneira que, em caso de cristais equiaxiais pequenos, haverá absorvimento passando a crescer de forma colunar. Em contrapartida, em caso de zona super-resfriada com dimensões consideráveis e alta densidade de cristais a frente da zona colunar, haverá um volume suficientemente grande a ponto de não permitir o crescimento colunar. A importância da determinação do ponto de TCE deve-se ao fato de poder planejar o processo de solidificação, além da ideia de projetar as propriedades mecânicas demandadas (CAMPOS JUNIOR, 2017).

Na Figura 5 estão representadas as macrografias de lingotes solidificados unidirecionalmente evidenciando a transição colunar /equiaxial (TCE).

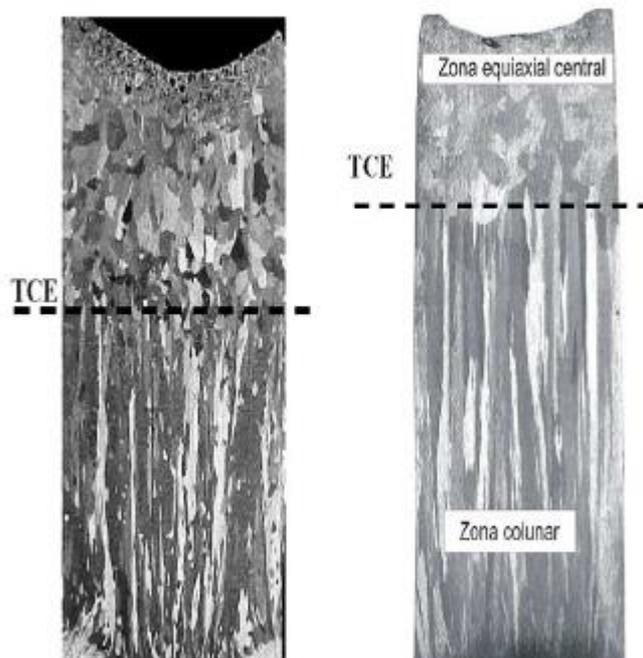


Figura 5. Macrografias da Transição Colunar/Equiaxial (CAMPOS JUNIOR, 2017).

Na literatura há teorias e experimentos que evidenciam fatores que influenciam a ocorrência da TCE (GOULART, 2010):

- Superaquecimentos crescentes: Semelhantemente ao efeito de aquecimento do molde, o superaquecimento do material pode postergar a TCE, aumentando a dimensão relativa da zona colunar, isto é, se tal superaquecimento não bloquear totalmente o surgimento da zona equiaxial;
- A taxa de extração de calor na interface metal/molde (h_i) atua postergando a transição com altos valores de h_i ;
- Taxas de resfriamento maiores propiciam o aumento da zona colunar;
- Fluxo de fluido natural ou forçado: O fluxo de fluido favorece a diminuição da zona colunar com o aumento de sua intensidade;
- Na composição de liga, o teor de soluto trabalha no intuito de antecipar a transição, ou seja, o aumento de dissolução de soluto, até um certo limite, atua no impedimento de ocorrência da zona colunar;
- O aumento do fluxo de calor na interface água/molde contribui para a diminuição da zona colunar.

2.3.3 Microestruturas de solidificação

Os materiais metálicos, de um modo geral, possuem em sua composição química solutos ou impurezas que se distribuem internamente durante a solidificação frente a superfície de resfriamento. Dependendo da posição relativa da liga no diagrama de fases, haverá uma rejeição de soluto ou de solvente no processo. A redistribuição de soluto pode ocorrer de duas maneiras: Pode ser constituída por uma região confinada entre isoterma *solidus* e *líquidus*, em se tratando de solidificação de ligas metálicas mais concentradas; ou a partir de uma fronteira de solidificação, em caso de consideração de macroestrutura plana, em se tratando de ligas diluídas ou de um material com pequenos graus de impurezas. De qualquer forma, a maneira pela qual ocorre a redistribuição de solutos ou impurezas influencia diretamente nas propriedades finais da estrutura bruta de solidificação (GARCIA, 2011; ROSA, 2007).

O soluto ou o solvente é segregado nesta interface sólido-líquido, provocando uma distribuição instável do líquido à frente da interface. Este acúmulo propicia o surgimento de um fenômeno favorável à nucleação e responsável por sua gradativa instabilidade, o super-resfriamento constitucional (SRC). O valor do SRC determina as características morfológicas, uma vez que a instabilidade causada por esse super-resfriamento torna a interface de solidificação instável. Em ordem crescente de valor de SRC, as diferentes morfologias são denominadas por: planar, celular e dendrítica conforme ordem apresentada na Figura 6

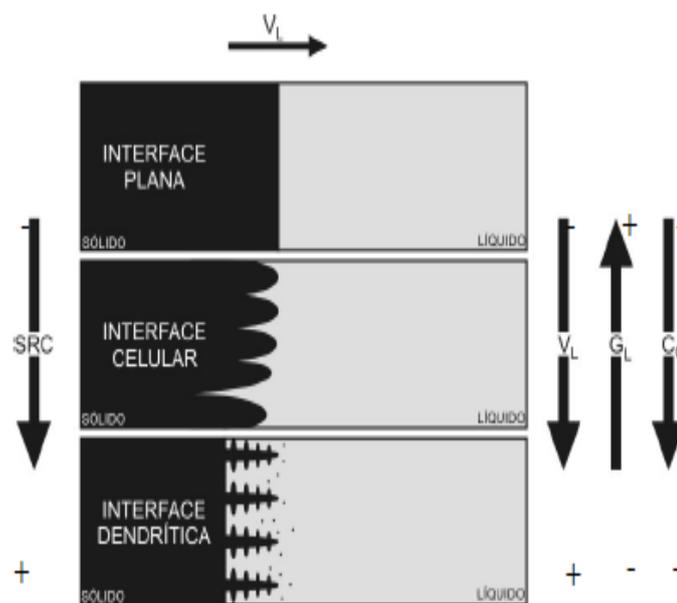


Figura 6. Morfologias provenientes da atuação de fatores de influência de estruturas de solidificação (GOULART, 2010)

De maneira a esclarecer o esquema da figura 6, os símbolos dos fatores de influência são: SRC (super-resfriamento constitucional), G_L (gradiente térmico à frente da interface), V_L (velocidade de interface) e C_0 (concentração de soluto).

Em caso de uma pequena quantidade de SRC, em se tratando de uma liga binária diluída quando solidificada, a interface sólido/líquido tende a gerar uma morfologia celular conforme as figuras 7 e 8 (GOULART, 2010).

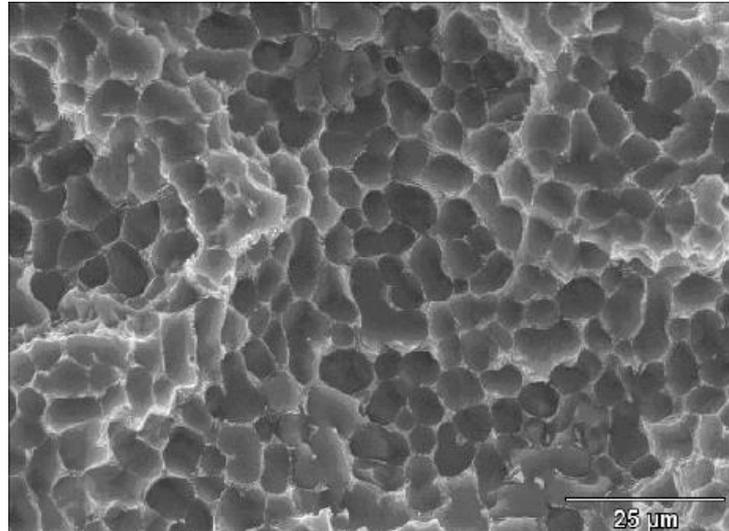


Figura 7. Corte transversal de uma estrutura celular de baixo SRC (GOULART, 2010).

Essa morfologia é gerada em função do SRC atuar na instabilização da interface sólido/líquido, gerando a formação de uma protuberância que se projeta a partir da interface no líquido sob super-resfriamento, até que este seja necessário apenas para manter o crescimento.

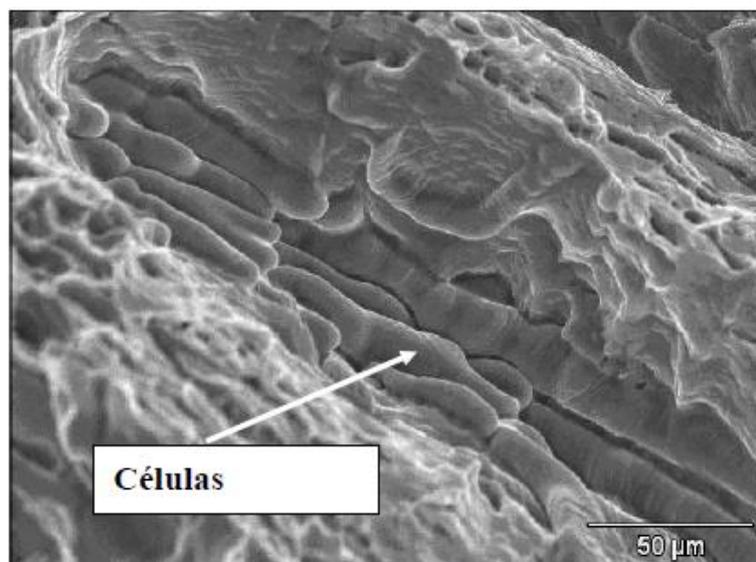


Figura 8. Vista lateral de uma estrutura celular (GOULART, 2010).

Nesse caso, o crescimento de células regulares ocorre a velocidades baixas e de orientação perpendicular à interface sólido/líquido, na direção da extração de calor de maneira independente da orientação cristalográfica.

O aumento do SRC gera instabilidades de maior ordem e a estrutura celular, de acordo com a figura 6, será de forma dendrítica, na forma de cruz de malta. A formação de dendritas ocorre primariamente em direções cristalográficas que seguem o fluxo de extração de calor. Com a rejeição de soluto, aparecem os braços secundários em direções perpendiculares aos ramos primários. As distâncias entre centros de células e de ramificações ou braços dendríticos são definidos como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, respectivamente. Esses espaçamentos são essenciais para determinar os efeitos das variáveis de solidificação na microestrutura formada. A figura 9 representa os espaçamentos interdendríticos primários e secundários (ROSA, 2007; GOULART, 2010).

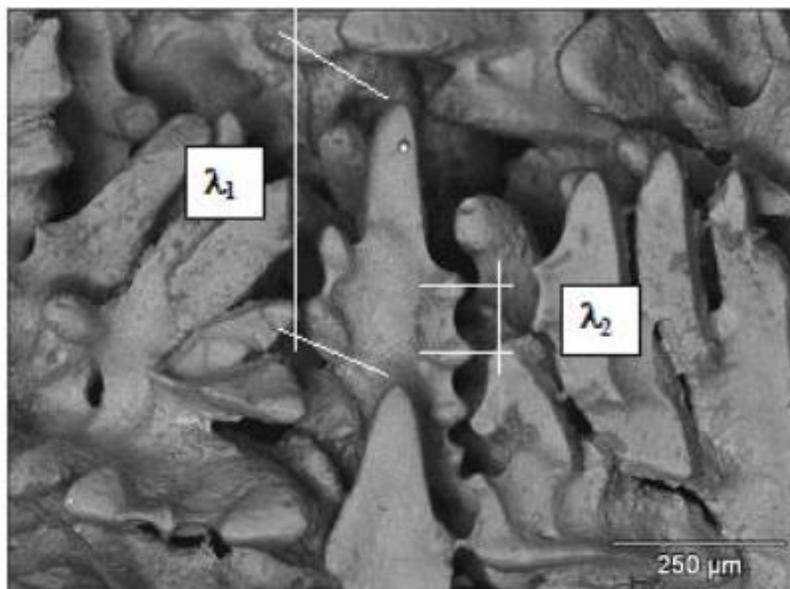


Figura 9. Ramificações interdendríticas primárias (11) e secundárias (12) (GOULART, 2010)

2.4 PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO MECÂNICA

2.4.1 Deformação plástica

Os processos de conformação mecânica são processos de fabricação em que ocorre a modificação de forma do corpo em função da deformação plástica do material metálico. Os principais processos de conformação mecânica são:

- Forjamento e laminação;
- Trefilação, extrusão e repuxo;

- Estiramento;
- Dobramento;
- Corte por cisalhamento;

A deformação permanente de um cristal pode ocorrer de quatro maneiras diferentes: escorregamento de planos cristalinos, maclação mecânica, difusão ou por transformação de fase. Durante a deformação plástica ocorrem alguns fenômenos: a área de contorno de grão e as discordâncias por unidade de volume aumentam e os grãos mudam de forma assumindo orientação preferencial (PADILHA, 2005; LOPES, 2010).

Nos processos de deformação a frio, a maior parte da energia envolvida é dissipada na forma de calor. Se a taxa de geração de calor é maior que a velocidade de perda de calor, a temperatura do material na conformação aumenta. Há uma energia de deformação do material armazenada em forma de defeitos cristalinos, principalmente discordâncias. Estes defeitos aumentam a energia livre do material fornecendo potencial termodinâmico para recuperação e a recristalização do material durante o recozimento (PADILHA, 2005; SONG, 2001; DOHERTY, 1997).

2.4.2 Laminação

Laminação pode ser definida como um processo de conformação de metais ao qual ocorre um alongamento do comprimento e diminuição da espessura, em função da compressão do material entre dois rolos giratórios. A laminação permite obter uma boa precisão dimensional além do fato de estar relacionada a alta produtividade. Um dos motivos de ser bastante utilizada na indústria metalúrgica. Nesse processo, o material é submetido a altas tensões compressivas, em função da ação direta dos rolos, tensões cisalhantes que resultam do atrito entre o rolo e o metal a ser laminado (SCHAFFER, 1995, CETLIN, 2005).

Este processo pode ser realizado em altas temperaturas, normalmente em faixas de temperatura superiores à de recristalização do material. Nesse caso, o processo é denominado laminação a quente. Quando o processo ocorre à temperatura ambiente, denomina-se laminação a frio. Existe, também, o trabalho a morno em que a temperatura de conformação está entre 30% e 50% da temperatura de fusão do metal, onde ocorre uma recuperação parcial da ductilidade do material. A Tabela 3 explicita pontos importantes das temperaturas de trabalho.

Tabela 3. Vantagens e desvantagens dos processos a frio e a quente (Adaptação de OLIVEIRA, 2010; BRESCIANI ET AL. 2011)

Processo	Trabalho a Quente	Trabalho a Frio
Vantagens	<ul style="list-style-type: none"> - Menor esforço mecânico; - Preserva tenacidade do material; - Não há aumento de rigidez da peça. 	<ul style="list-style-type: none"> - Melhor precisão dimensional; - Melhor acabamento superficial; - Encruamento aumenta resistência mecânica e dureza.
Desvantagens	<ul style="list-style-type: none"> - Acabamento superficial de menor qualidade - Baixa vida útil da ferramenta de trabalho. 	<ul style="list-style-type: none"> - Força e potência maior requerida na operação de deformação; - O encruamento limita a quantidade de passes de conformação.

A laminação é propiciada por cilindros de compressão do material. De maneira geral, os laminadores possuem um par de cilindros de trabalho que estará em contato com o material e um par de apoio, cuja função é minimizar o curvamento de toda estrutura. Alguns laminadores, além destes dois pares descritos, possuem um par de cilindros intermediário (entre o par de trabalho e de apoio) para otimizar a planicidade do material. Os cilindros são alojados em estruturas de aço denominadas cadeiras, que conferem rigidez mecânica ao conjunto. O passe é a operação em que o material é introduzido entre os cilindros de trabalho, ocorrendo redução de área de seção transversal e alongamento dos grãos conforme mostrado na Figura 10. Em laminadores de uma cadeira, o fluxo de material pode ocorrer em ambos sentidos.

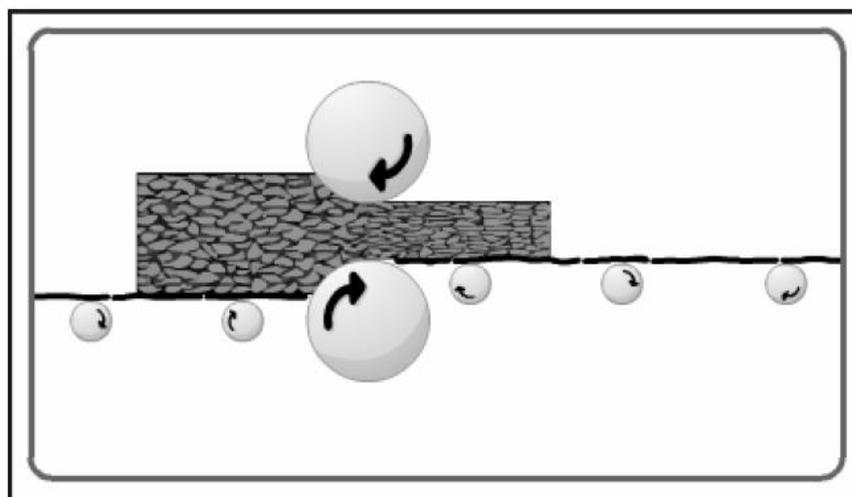


Figura 10. Deformação do material em processo de laminação (Adaptação de PONTES, 2017)

Este processo deforma plasticamente os grãos do metal no sentido da laminação. Nesse caso, ocorre um encruamento, caracterizado por grãos alongados e estrutura cristalina com elevada densidade de discordância. Durante o processo de deformação, há uma interação entre as discordâncias, ou outras imperfeições do metal, gerando um campo de tensões maior (Figura 11). Essas interações atuam como obstáculos à mobilidade das discordâncias e, conseqüentemente, ocasiona um maior esforço para provocar deformação plástica (SCHAEFFER, 2004).

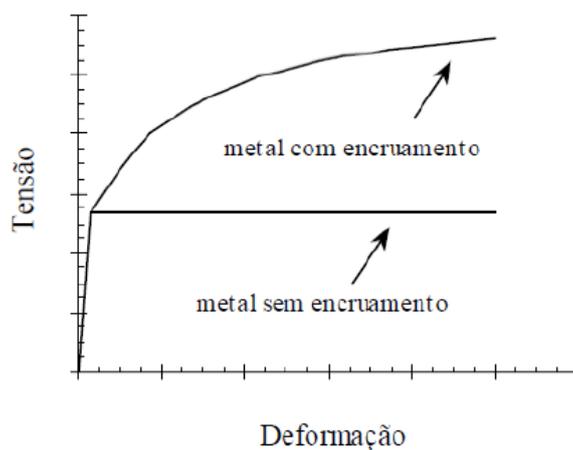


Figura 11. Aumento da resistência mecânica de um material encruado (CORRÊA, 2004)

A laminação a frio, além de reduzir a espessura do material, propicia nesse produto um acabamento superficial elevado, de baixa rugosidade e uma otimização de propriedades mecânicas. Em relação ao material inicial, a redução de espessura está em uma faixa de 25 a 90% (BRESCIANI *et al*, 2011). Após este processo, o material laminado encontra-se com elevada dureza devido ao estado de encruamento. Em relação ao nível de resistência mecânica, pode-se dizer que este será diretamente proporcional ao percentual de redução no laminador. Em função do endurecimento adquirido, apresentando baixa ductilidade, a dificuldade industrial de obter maleabilidade é um fator importante a ser observado. Uma maneira de suavizar os efeitos do encruamento pode ser definida por tratamentos térmicos. (OLIVEIRA, 2010).

2.5 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Considerando a classificação de ligas de alumínio da figura 1, estas podem ser divididas em dois grupos:

- As ligas que podem ser tratadas termicamente fazem parte das séries 2xxx, 6xx e 7xxx

- As ligas que se enquadram em não submetidas a tratamento fazem parte das séries 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx.

As ligas de Al-W possuem a tendência de enquadramento na série 8xxx, que são ligas especiais. As ligas que são tratadas recebem uma designação de identificação do tratamento térmico realizado. Essa designação segue o seguinte padrão: o F refere-se a ligas que são fabricadas sem tratamento após a fabricação; o O designado para ligas submetidas ao tratamento de recozimento; a letra H utilizada para ligas que sofrem trabalho mecânico a frio. Geralmente acompanhada de dois dígitos que representam o tratamento com a qual a liga está submetida (Tabela 4) e a diminuição de espessura, respectivamente.

Tabela 4. Especificação dos tratamentos de designação H por deformação plástica

Tipo	Especificação do 1º dígito
H1x	Deformação a frio
H2x	Deformação a frio e recozimento parcial
H3x	Deformação a frio e estabilização

As ligas que são tratadas termicamente com o objetivo de otimizar propriedades mecânicas são classificadas com letra T seguidas de um dígito que especifica o tratamento a ser realizado, conforme Tabela 5.

Tabela 5. Especificação de tratamentos térmicos T.

Tipo	Especificação do 1º dígito
T1	Solubilização parcial e envelhecimento natural
T2	Recozimento
T3	Solubilização total e deformação a frio
T4	Solubilização total e envelhecimento natural

T5	Apenas envelhecimento artificial
T6	Solubilização total e envelhecimento artificial
T7	Solubilização e estabilização
T8	Solubilização, deformação a frio e envelhecimento artificial
T9	Solubilização, envelhecimento artificial e deformação a frio

O segundo dígito está relacionado com a diminuição de espessura por deformação plástica ou com tratamentos térmicos com realização de operadores. A letra W refere-se a ligas que envelhecem após a solubilização em temperatura ambiente.

Os tratamentos térmicos para ligas de alumínio são variados de acordo com a necessidade a ser atingida. O tratamento de solubilização é bastante utilizado no intuito de obter um notável acréscimo na dureza, em caso de precipitação a partir de uma solução sólida supersaturada. Esse endurecimento é decorrente de um subprocesso denominado envelhecimento antecedido por um rápido resfriamento. A Figura 12 explicita as etapas que compõem o endurecimento por precipitação.

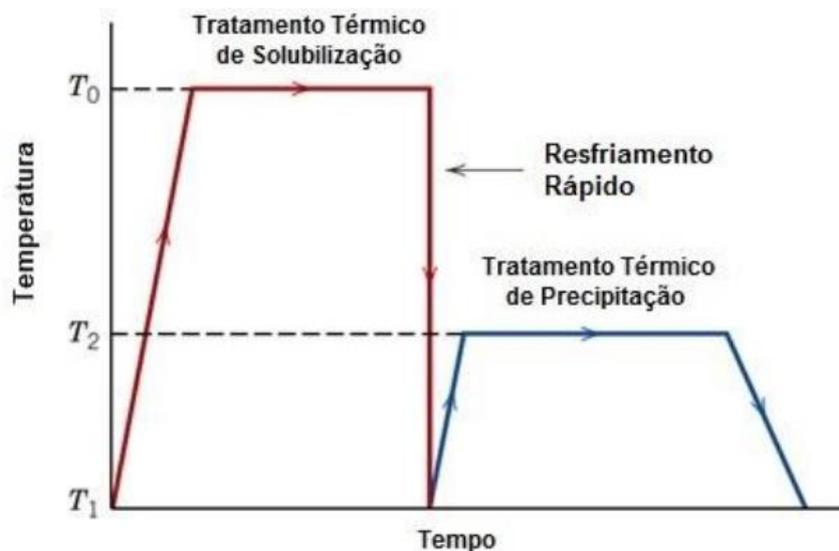


Figura 12. Etapas do processo de endurecimento por precipitação - T6 (Callister, 2008)

2.5.1 Solubilização e Têmpera

Fase do tratamento na qual objetiva solubilizar os solutos na matriz de alumínio. Esta fase é viabilizada pelo aumento da temperatura de modo que fases secundárias solúveis sofram dissolução e componham a solução sólida na estrutura cristalina. A avaliação da dureza na liga depende da presença de precipitados na matriz, uma vez que estes fornecem uma maior resistência mecânica impedindo ou dificultando movimentação de discordâncias e, conseqüentemente, podem apresentar diferentes distribuições, tamanhos e organizações na matriz ocasionando propriedades que observem tais parâmetros (REINKE, 2017)

A temperatura é um fator importante, visto que existe um limite de solubilidade para elementos de liga diretamente ligado a este parâmetro. Em caso de temperatura alta, incorrendo em excedente ao limite máximo pode ocorrer fusão eutética da liga, ocasionando em redução de propriedades mecânicas. Em contrapartida, se a temperatura não for suficiente para ocorrer a total solubilização, a liga pode não atingir as propriedades ótimas para propósitos específicos (MENDES, 2012; BARBOSA, 2014, PONTES, 2017). A Figura 13 mostra o diagrama de fases da liga Al-W.

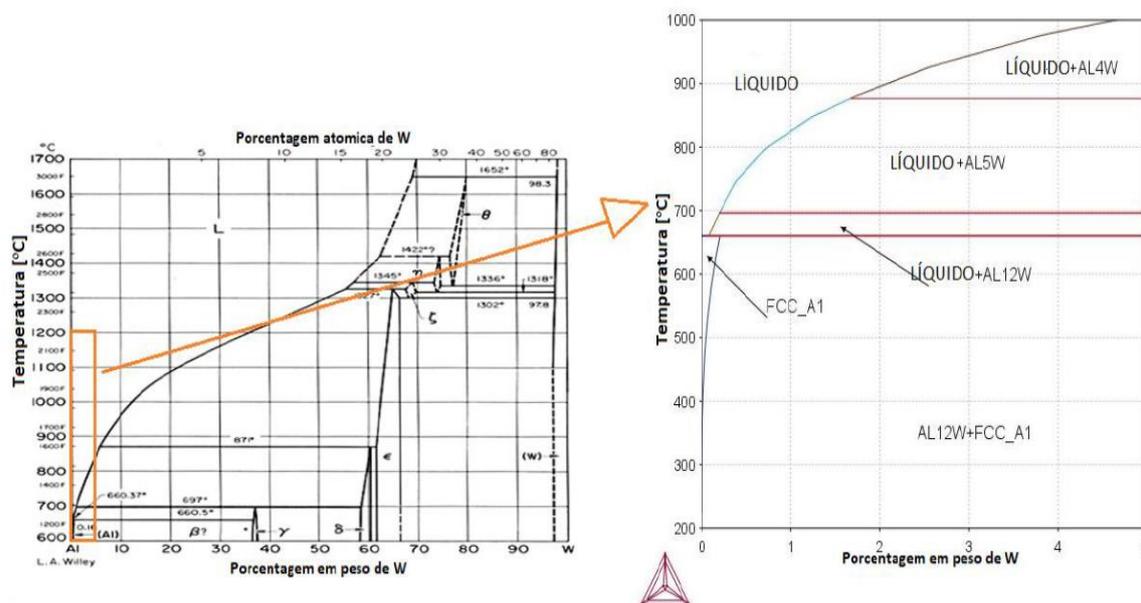


Figura 13. Diagrama de fases liga Al-W (MARANHÃO, 2019)

Após processo de solubilização, faz-se necessário submeter a liga a um rápido resfriamento, denominado têmpera. Este resfriamento logo após a solubilização objetiva viabilizar a manutenção dos elementos em solução sólida a temperatura ambiente. A taxa de resfriamento é o fator mais importante na têmpera, uma vez que esta baseia-se no pressuposto necessário para conservar as características microestruturais atingidas na solubilização, precipitados finos

e uniformemente distribuídos, em caso de condições corretas para o tratamento. O rápido resfriamento também pode levar ao aumento de concentração de vacâncias, facilitando nucleação de precipitados de endurecimento. Enquanto um arrefecimento lento inicia a nucleação e crescimento de precipitados no contorno de grão (REINKE, 2017).

2.5.2 Envelhecimento Artificial

Nesta etapa do endurecimento por precipitação, ocorre a precipitação de partículas finas em forma de distribuição homogênea (ASM HANDBOOK 1992). O endurecimento da liga ocorre por conta da resistência à movimentação de discordâncias oferecida pelos precipitados. Dessa forma, ocorre uma restrição ao movimento durante a deformação. Importante observar que os precipitados, se encontrados de forma coerente na matriz, podem intensificar esse efeito de resistência à movimentação (CAMPBELL, 2006).

A definição dos ciclos de temperatura *versus* tempo deve ser escolhida de forma a maximizar as propriedades requeridas. A forma e o tamanho dos precipitados afetam diretamente o endurecimento da liga, isto é, quando o tempo ou a temperatura são acima do necessário, os precipitados tendem a crescer (SMITH, 1998; MAIA, 2012). Quando a dimensão dos precipitados é muito grande (superenvelhecimento), a tendência é que a liga seja afetada negativamente em termos de propriedades. Se a dimensão dos precipitados for demasiadamente pequena, também haverá prejuízo de propriedades, mas, nesse caso, sob a ótica de um subenvelhecimento. A Figura 14 representa a evolução da microestrutura explicitando a influência do tempo e da temperatura em relação a resistência mecânica e dureza da liga.

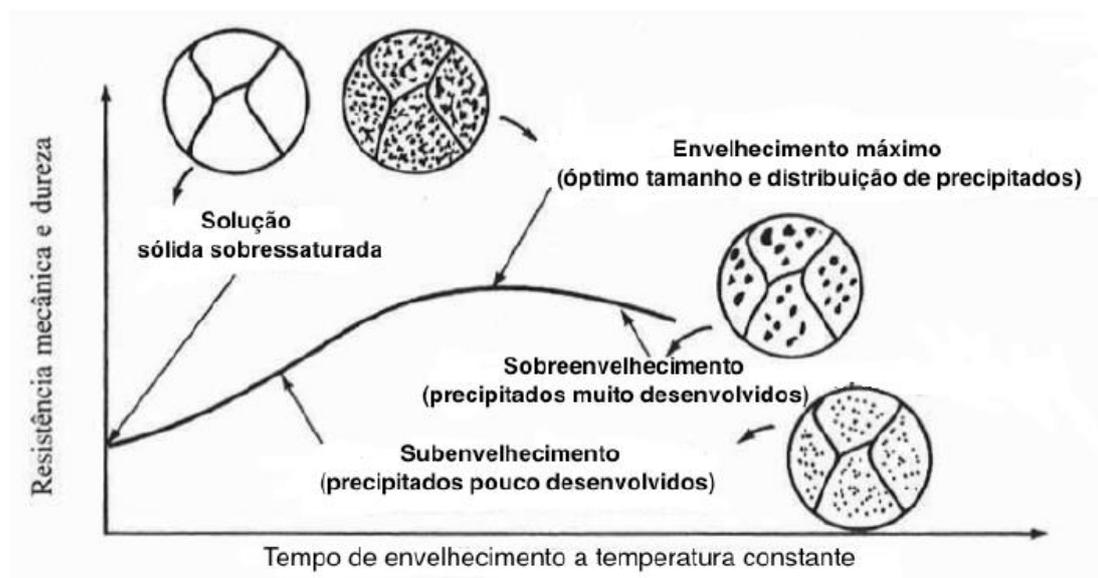


Figura 14. Esquema representativo Resistência Mecânica e Dureza sob diferentes tempos de envelhecimento (SMITH, 1998)

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

A metodologia experimental seguiu a sequência de processos apresentada no fluxograma da Figura 15. Cada processo da metodologia contém subprocessos que incluem preparação, execução e análise. No âmbito da definição de processos experimentais, o escopo de análise deste projeto inicia-se em corte e laminação a frio, sequenciando para o tratamento térmico de algumas amostras e o processo final de caracterização microestrutural e mecânica da liga.

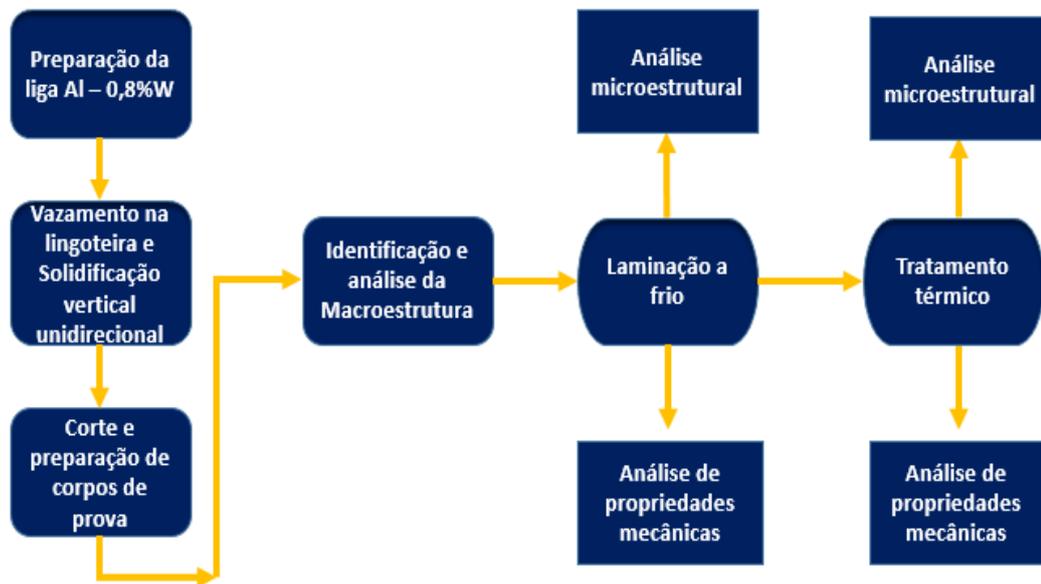


Figura 15. Fluxograma da metodologia proposta.

3.1.1 Preparação da liga

A definição da proporção química da liga foi feita com o propósito de prover resultados satisfatórios dentro do objetivo deste projeto de graduação. A liga a ser analisada microestruturalmente e no âmbito de propriedades mecânicas ao final do processo experimental possui a seguinte composição: Al0.8%W. A liga de Alumínio – Tungstênio foi precisada considerando as massas dispostas na Tabela 6.

Tabela 6. Massas de elementos de liga

Elemento de Liga	Massa [g]	Massa Percentual (%)
Tungstênio (W)	10,55	0,8%
Alumínio (Al)	1295,85	99,2%
TOTAL	1306,40	100%

Definida a proporção de tungstênio na liga de alumínio, o processo de fundição do alumínio foi iniciado. Primeiramente, foram colocadas porções de Alumínio puro, com respectivas massas previamente definidas, em um cadinho (material refratário), este coberto internamente com alumina (Al_2O_3) para evitar contaminação química da liga. A temperatura definida para fundição foi programada para 800°C no forno. O forno de fundição é do tipo Mufla, Elektro Therm, modelo Linn (Figura 16). Este conta com um interior revestido de material refratário, um controlador térmico programável para temperaturas de até 1200°C. (COUTINHO, 2018). Após a fundição das porções de alumínio, os bastões de massa definida de Tungstênio foram colocados ao forno e, por lá permaneceram por quatro dias, a fim de obter a homogeneização da liga.

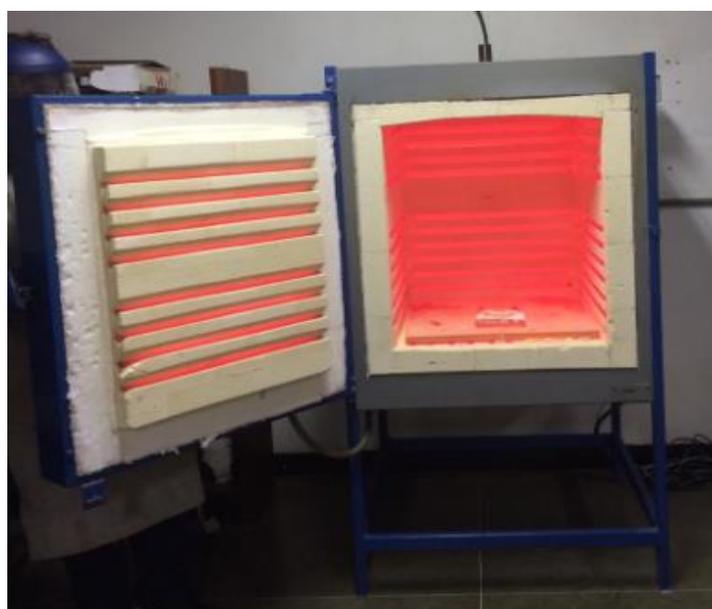


Figura 16. Forno Mufla Elektro Therm.

A homogeneização da liga ocorre por processo de difusão atômica. O conjunto cadinho, material fundido é colocado em um aparato-base de areia para que ocorra a medição da

temperatura *liquidus* (T_L) com a utilização do termopar do Tipo K (alumel-chromel). Mediante o aquisitor de dados da *National Instruments* modelo *Hi-speed USB Carrier* foi possível observar os dados de temperatura da liga Al0,8%W em função do tempo e determinar a T_L . Em seguida o cadinho foi recolocado ao forno para os procedimentos posteriores.

3.1.2 Vazamento na lingoteira e solidificação vertical unidirecional

A lingoteira (Figura 17) representa o desenho esquemático da lingoteira caracterizada por: 1 – fluxo de entrada de água, 2 – fluxo de saída de água, 3 – compartimento de refrigeração, 4 – chapa/molde, 5 – lingote (COUTINHO, 2018). Este aparato é composto, basicamente, por dois componentes principais, a parte destinada ao fluxo de água para transferência de calor e o compartimento cuja função é de receptáculo da liga em estado líquido. Esses dois compartimentos formam a interface fluxo de água/molde descrita na Figura 3.

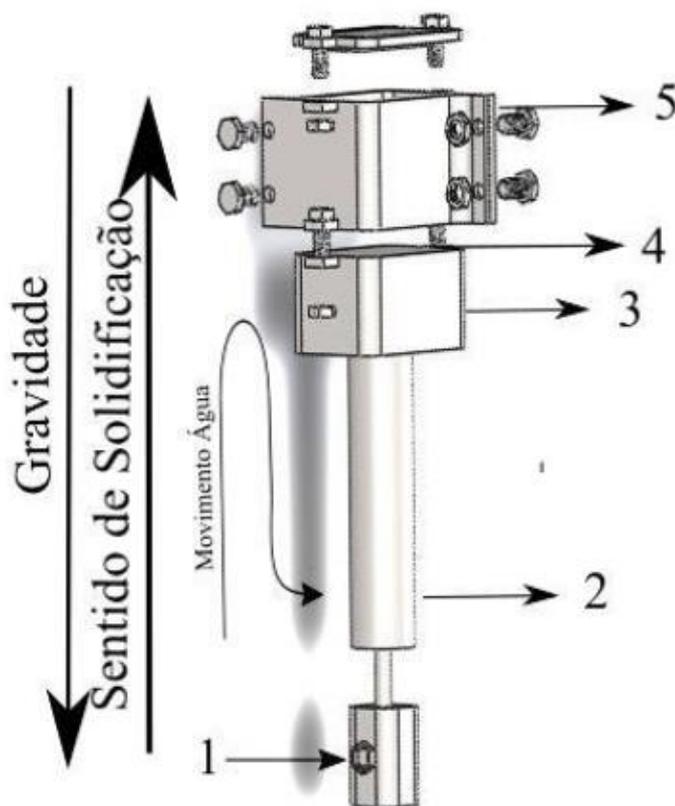


Figura 17. Lingoteira de solidificação vertical unidirecional (COUTINHO, 2018)

Durante o processo de solidificação, foram posicionados 5 termopares em diferentes níveis de posição vertical, conforme Figura 18. Estes termopares foram aferidos no lingote em um posicionamento médio, considerando uma certa dificuldade de precisão de medidas. As taxas de resfriamento, mediante aquisição de dados, para cada termopar serão objetos de representação gráfica para melhor compreensão visual.

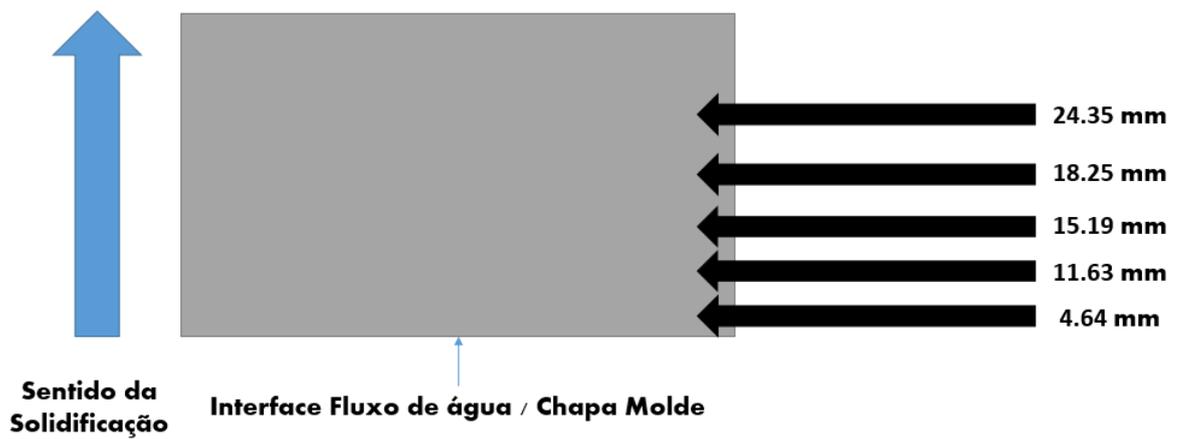


Figura 18. Posicionamento dos termopares

3.1.3 Parâmetros térmicos experimentais

Foi possível determinar os parâmetros experimentais a partir da aquisição de dados dos termopares. Estes enviam as informações em forma de par ordenado (tempo, temperatura) em que a temperatura é aferida em intervalos de 1,0101s. Mediante esses dados estabelecidos dos parâmetros seguiu-se o curso de etapas matemáticas e experimentais. Inicialmente, para cada um dos termopares, é possível definir as cinco curvas de resfriamento e relacioná-las com as respectivas alturas dos termopares em relação a chapa/molde. Tempo de passagem da isoterma *liquidus* (t_L), velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L), taxa de resfriamento (\dot{T}) e gradiente térmico (G_L) foram, então, determinados conforme a seguinte sequência de procedimentos:

- 1) Tempo de passagem da isoterma *liquidus* (t_L): um gráfico experimental pode ser traçado relacionando a posição da isoterma *liquidus* em função do tempo. Na temperatura *liquidus* (T_L) da liga foi traça-se uma reta paralela ao eixo do tempo. Dessa forma, é possível determinar a intersecção de cada uma das curvas de resfriamento com a reta da T_L . Nesses pontos de encontro temos os chamados tempos de passagem da isoterma *liquidus*. A posição P_1 é relativa ao termopar mais próximo da chapa/molde, t_1 o seu respectivo tempo. Assim como sub índices de maior numeral indicam maior distância da chapa molde e, conseqüentemente, maior tempo. A Figura 19 indica a representação das posições descritas no gráfico ($T \times t$).

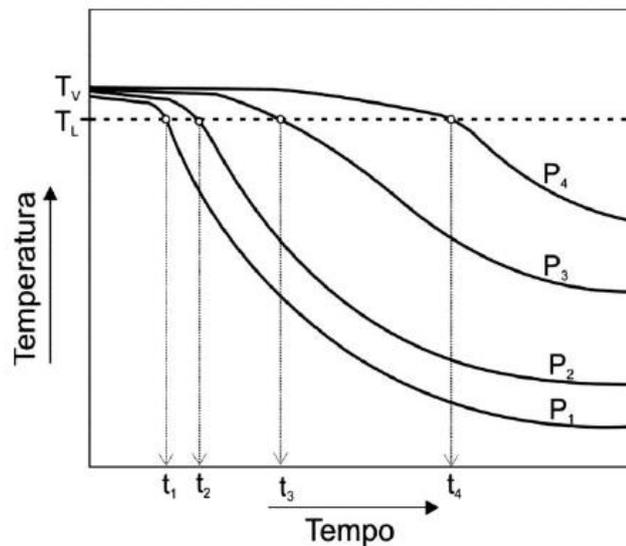


Figura 19. Representação do tempo de passagem da isoterma *liquidus* (DIAS FILHO, 2016)

Pode-se, então, usar um programa computacional de ajuste matemático a fim de obter uma equação que represente o deslocamento da isoterma em todo o lingote solidificado. Dessa forma, usando o método dos mínimos quadrados, gera-se a função $P(t) = a \cdot t^b$, conforme a Figura 20.

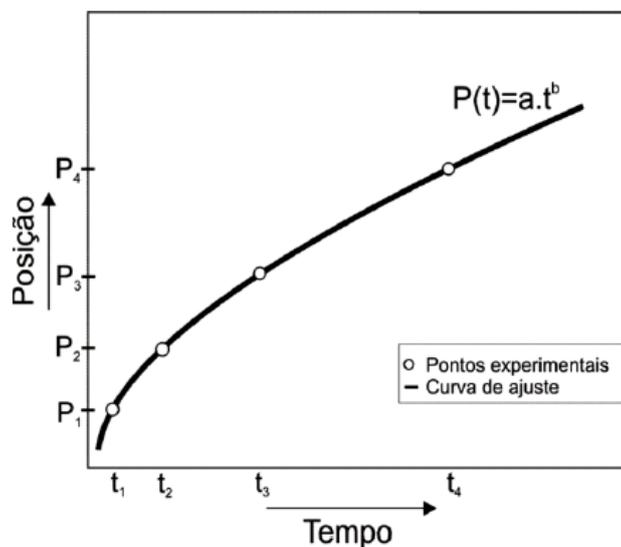


Figura 20. Representação gráfica do deslocamento da isoterma *liquidus* x tempo (DIAS FILHO, 2016)

- 2) Velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L): Este parâmetro pode ser determinado a partir da derivada da função deslocamento da isoterma ($V_L = dP/dt$). Aplicando-se a derivada da função, para cada uma das posições específicas tem-se uma velocidade associada. A representação dos ajustes matemáticos pode ser melhor compreendida segundo as sequências gráficas de DIAS FILHO (2016) na Figura 21.

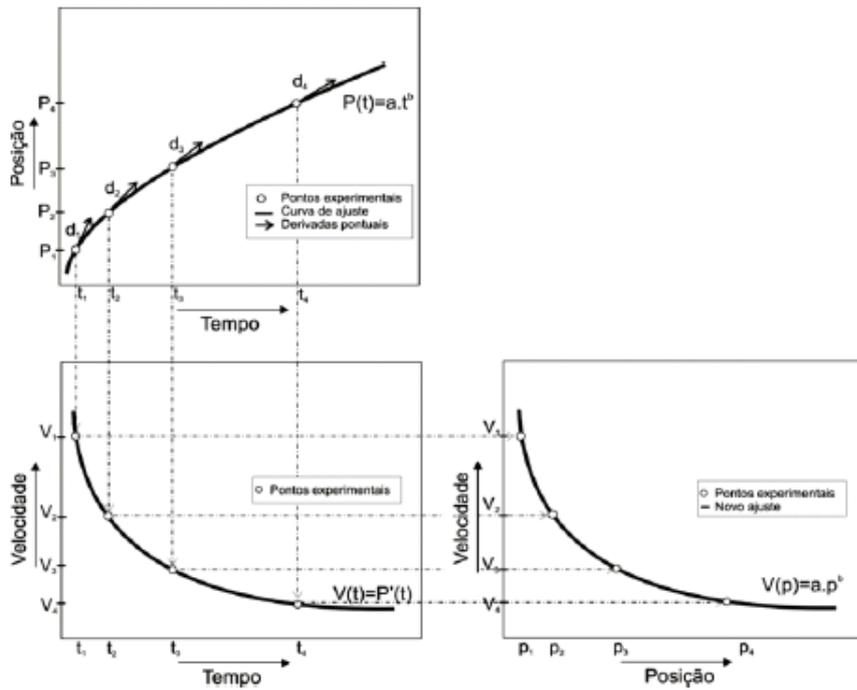


Figura 21. Representação matemática e gráfica da Velocidade da isoterma Liquidus (DIAS FILHO, 2016)

- 3) Taxa de resfriamento (\dot{T}): entende-se como a queda de temperatura em um intervalo de tempo, até que se atinja a temperatura liquidus da liga. A curva de resfriamento de cada um dos termopares é intersectada pela T_L e, dessa forma, obtém-se dados para definir $\dot{T} = \Delta T / \Delta t$ conforme representação gráfica da Figura 22.

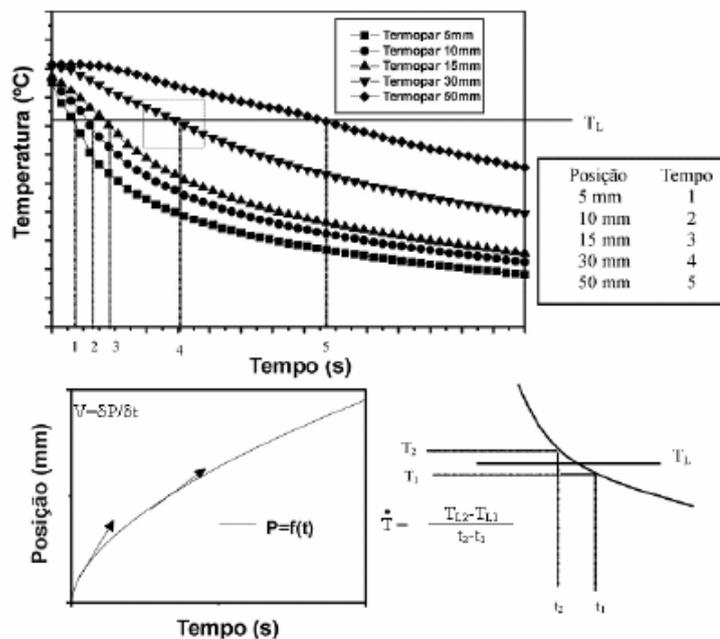


Figura 22. Representação gráfica da obtenção da Taxa de resfriamento (ROSA, 2007).

4) Gradiente térmico (G_L): Os gradientes térmicos são obtidos a partir da equação $G_L = \dot{T}/V_L$ (Garcia, 2011).

3.1.4 Corte do lingote

Após a solidificação, o lingote será cortado em seções longitudinais de acordo com esquema da figura 19. Os cortes foram realizados em serra de fita circular, de marca Franho modelo FM-500. A divisão do lingote procedeu a separação de porções de características diferentes para análises distintas.

Conforme exposição etapas da Figura 23, a porção central do lingote será destinada a análise metalográfica macroestrutural. As porções laterais são equidistantes em relação ao centro e, por isso, são consideradas equivalentes em termos de propriedades mecânicas, uma vez que a solidificação é vertical unidirecional. As amostras foram subdivididas em dois grupos de quatro corpos de prova: As que estão à direita da porção central (sem tratamento) e as que estão à esquerda (com tratamento). Tanto as amostras a esquerda do centro quanto as que se localizam à direita foram submetidas ao processo de laminação a frio. Um grupo passará por um processo de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial, classificado como T6, enquanto o outro grupo será analisado apenas sob os efeitos da laminação.

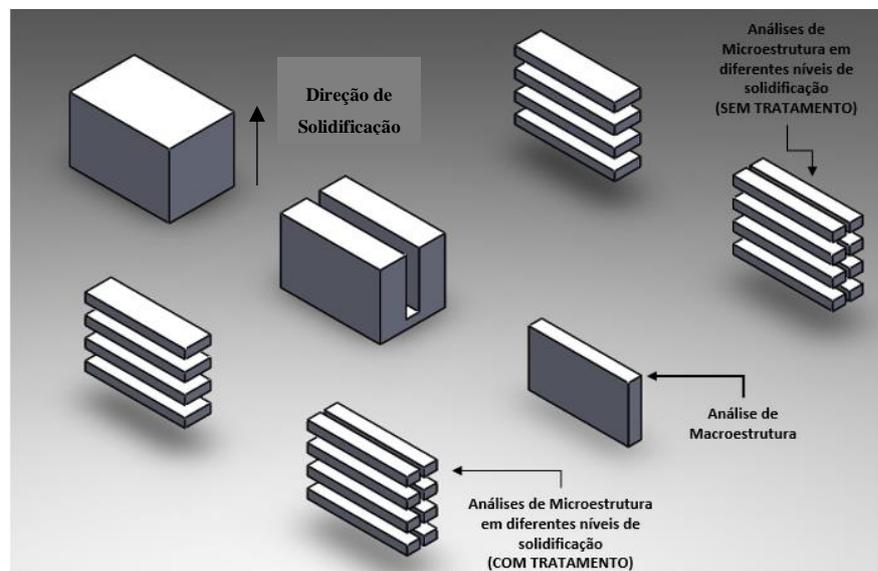


Figura 23. Esquema ilustrativo do corte de lingotes para análises.

3.1.5 Laminação a frio

Nessa etapa experimental, o laminador elétrico LE-180 foi utilizado (Figura 24). Os corpos de prova foram submetidos a 6 passes de redução de espessura, evidenciando-se amostras de diferentes níveis da solidificação vertical. Realizou-se o processo de laminação a frio utilizando

seções obtidas nos cortes longitudinais no intuito de observar os efeitos da laminação nos aspectos visuais dos grãos de Al0,8%W. Diante das seções longitudinais laminadas obteve-se diferentes corpos de prova com diâmetro reduzido, alongados, altos graus de deformação e encruamento.

Conforme Figura 24, o laminador foi usado apenas nas canaletas de formato cilíndrico, uma vez que o intuito era analisar a deformação experimentada pelo corpo de prova de forma mais homogênea. Em cada passe de laminação, cada corpo de prova foi introduzido 3 vezes. As reduções em área foram determinadas a partir do diâmetro de cada passe da laminação. Dessa forma, os diâmetros obtidos nos 6 passes, após diâmetro inicial de 7,61 mm, foram, em sequência de laminação: 6,81; 6,22; 5,62; 4,85; 4,01; 3,20 mm.

Em termos de procedimento, a partir do corte das porções laterais (Figura 23) e consequente produção de corpos de prova, estes foram laminados. A ideia principal foi seguir a seguinte sequência de procedimentos:

1. Laminar um corpo de prova e retirar uma porção para analisar as propriedades mecânicas e metalográficas que forem pertinentes.
2. Repetir a etapa 1 em cada um dos corpos de provas para os 6 passes de laminação
3. Separar as 48 amostras resultantes e efetuar os ensaios e análises que lhes couberem.
4. Para cálculo da redução de área dos corpos de prova em cada um dos passes utilizou-se a equação 1.

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

Equação 1. Redução percentual em área.

Em que:

R_A = Redução de área

A_0 = Área Inicial

A_f = Área Final

Ao fim das laminações foram obtidas 24 amostras duplicadas. As avaliações mecânicas foram comparadas uma a uma com suas respectivas amostras semelhantes. Ou seja, amostras de mesma altura em relação a chapa/molde e relativas ao mesmo passe da laminação. Motivo pelo qual as amostras são identificadas com números de altura (H1 a H4) e laminação (L1 a

L6). Amostras de cada uma das alturas, da liga como recebida, foram cortadas previamente ao procedimento de laminação.

Além disso, considerando que, nesse processo de laminação, ocorreu deformação plástica, o fator temperatura de operação é importante. Nesse caso, a lubrificação da interface material/cilindros teve como função a absorção do calor proveniente da redução de espessura no laminador. O correto dimensionamento e operação do sistema de lubrificação impacta diretamente na produtividade da laminação, visto que este sistema, no contexto da mecânica do contato, possui uma influência significativa sobre a precisão dimensional e qualidade da produção (PIRES, 2007).

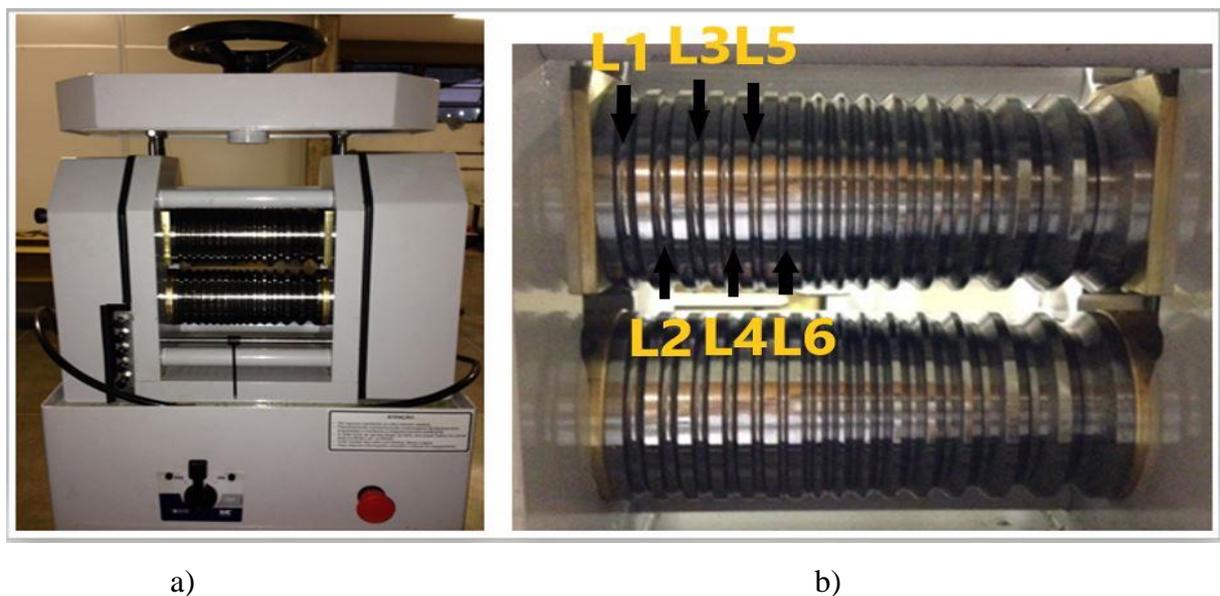


Figura 24. Laminador elétrico LE-180 a) visão geral b) perfis de rolos de laminação

3.1.6 Tratamento Térmico T6

Considerando o grupo de amostras (24) que foram submetidas ao tratamento T6 tem-se as seguintes especificações:

Tabela 7. Parâmetros de Tempo e Temperatura para tratamento T6

Amostras	Temp. de solub. (°C)	Tempo de solub. (min)	Temp. de Env. (°C)	Tempo de Env. (min)
Grupo com T6	550	120	170	420

Os parâmetros de tempo e temperatura para a solubilização e envelhecimento foram definidos a partir de dados experimentais de (REINKE, 2017).

Inicialmente as amostras do grupo com T6 foram inseridas ao forno do tipo Mufla Q318M (Figura 25) e foram deixadas em solubilização a 550°C por 120 minutos. Após esse período, as amostras foram colocadas rapidamente na água em temperatura ambiente até o total resfriamento. Em seguida, colocou-se as amostras em envelhecimento artificial a 170°C por 420 minutos e, passado o tempo especificado, aguardou-se que atingissem a temperatura ambiente. A rampa de aquecimento ocorreu em uma taxa de aproximadamente 6°C/minuto.



Figura 25. Forno Mufla Q318M

3.1.7 Metalografia Macro e Microestrutural

Nos processos de metalografia, ambos os grupos de amostras e a porção central foram lixados com lixas d'água de granulometria 120, 220, 400, 600, 800, 1200, 2500 μ mesh procedendo a mudança de posição de uma lixa para outra em uma defasagem de 90°. O polimento foi realizado sob auxílio de um pano de polimento e alumina 0,5 μ m. Tanto o lixamento quanto o polimento foram realizados em uma Politriz rotativa Pantec Polinan-U. Foram analisadas microestruturalmente com a finalidade de observar as condições dos grãos sob laminação com tratamento e sem tratamento T6. A microestrutura foi revelada através de ataques químicos. As amostras do grupo sem tratamento foram reveladas pelo ataque metalográfico nº 12 (ASM HANDBOOK, vol. 12, 2004) uma vez que este abrange estruturas conformadas a frio. Enquanto as amostras com tratamento foram atacadas quimicamente com uma solução de ácido Fluorídrico. As características dos ataques usados estão dispostas Tabela 8.

Tabela 8. Características dos ataques metalográficos

Grupo	Ataque metalográfico	Características
Laminadas a frio – SEM T6	Nº 12 (ASM, HANDBOOK, vol.12) <ul style="list-style-type: none"> • Contato direto com gotas em torno de 3 min e 20s. 	<ul style="list-style-type: none"> • 50 mL Reagente de Poulton (2 mL HF, 3 mL HCl, 20 mL HNO₃, 175 mL H₂O) • 25 mL HNO₃ concentrado • 40 mL de solução de ácido crômico por 10 mL de H₂O
Laminadas a frio – COM T6	Solução ácida de HF <ul style="list-style-type: none"> • Contato direto com gotas em torno de 1 min e 20s 	<ul style="list-style-type: none"> • HF 48%

As análises dos grãos foram feitas por meio de observação em microscópio ótico e confocal com o propósito de avaliar a interferência de concentração de Tungstênio sobre a microestrutura e a consequente mudança de aspecto de grão em função da laminação e do tratamento de solubilização e envelhecimento.

3.1.9 Ensaio de microdureza Vickers

No ensaio de microdureza, verifica-se a medida de microdureza do material. Esta averiguação consiste na aplicação de uma pequena carga no laminado, por um penetrador de diamante. A medida de microdureza é obtida em função das características da marca de impressão (CARVALHO, 2016).

Nesta etapa procedeu-se o ensaio em todas as 52 amostras (24 amostras duplicadas e 4 amostras relativas à cada altura da liga “como recebida”). Com a finalidade de analisar a influência do tratamento T6 em todos os passes de laminação, observou-se as 24 amostras do grupo com T6 em comparação as 24 outras peças sem tratamento. Para tal análise foi feito um ensaio com 5 endentações para cada peça, utilizando uma carga de 50gf com tempo total de aplicação de 15s, segundo (COUTINHO, 2018; SOUSA, 2019). O aparelho microdurômetro (Figura 26 (b)) de modelo EmcoTest – DuraScan 20 foi utilizado e procedeu-se o ensaio conforme Figura 26 (a).

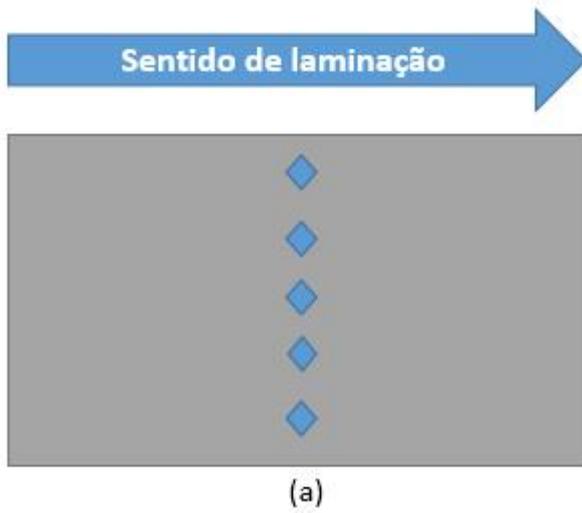


Figura 26. Sentido de endentação (a) e Microdurômetro (b).

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo os resultados obtidos serão apresentados e discutidos no intuito de caracterizar a liga Al0,8%W mediante metodologia previamente descrita. As discussões serão baseadas em resultados gráficos, tabulares e matemáticos em conformidade com a teoria de processos de conformação a frio, tratamentos térmicos, ensaios mecânicos e análises metalográficas. Caracterizações complementares foram efetuadas com o objetivo de correlacionar as propriedades mecânicas da liga em função do processo de fundição e solidificação unidirecional vertical.

4.1 Determinação das variáveis térmicas

As curvas de resfriamento da liga Al0,8%W estão representadas na Figura 27. O registro gráfico reflete a aquisição de dados relativos a taxa de retirada de calor em função do tempo para diferentes níveis de altura dentro do lingote. As intercessões das curvas com a reta que representa a T_L retornam 5 tempos que se referem a cada um dos 5 termopares. Pôde-se observar que o tempo de resfriamento da liga segue o esperado em relação a taxa de retirada de calor, uma vez que o compartimento de resfriamento do lingote está em contato com a chapa/molde da lingoteira. Este contato possibilita a retirada de calor em função do fluxo de água. O resfriamento e a conseqüente solidificação ocorrem primeiramente no nível mais próximo ao termopar 1 e decorre em sentido vertical ascendente com o passar do tempo, até que a solidificação atinja o nível mais alto do lingote (mais próximo ao termopar 5)

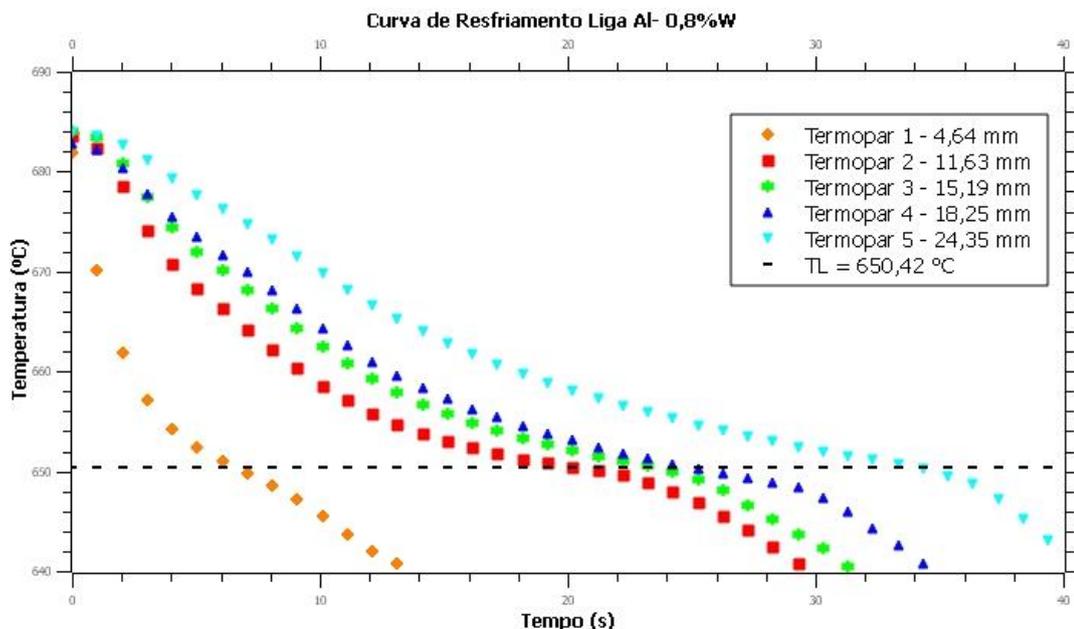


Figura 27. Curvas de resfriamento Temperatura X tempo

Por meio da obtenção de dados com as curvas de resfriamento, foi possível determinar outras variáveis térmicas ao longo da solidificação. Na Figura 28, tem-se um ajuste de tendência matemática em forma de potência ($P(t_L) = a \cdot t_L^b$), em que o R^2 obtido é superior a 0,95, indicando correlação correta entre t e P (SOUSA, 2019). Possibilitando, dessa forma, determinar o tempo de passagem da isoterma liquidus para posições não contempladas por aquisição dos termopares.

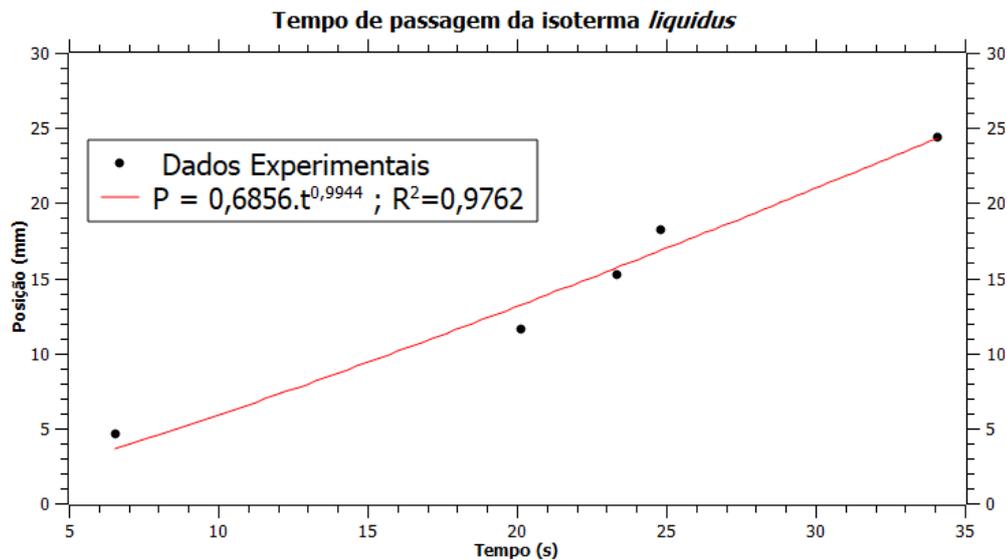


Figura 28. Tempo de passagem da isoterma *liquidus*

Diante da correlação entre posição e tempo de passagem da isoterma liquidus, pôde-se derivar a função com o objetivo de encontrar a velocidade da isoterma liquidus (Figura 29) de forma a prever o comportamento cinemático da solidificação.

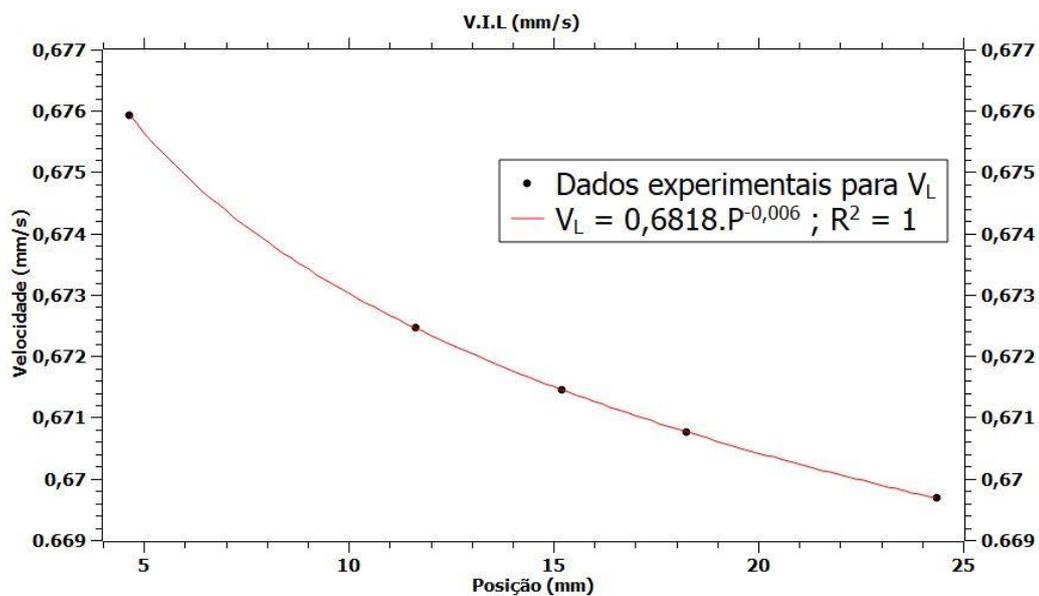


Figura 29. Velocidade da isoterma *liquidus*

Em função das intercessões das curvas de resfriamento com a T_L , temos dois pontos de referência: um anterior e outro posterior ao encontro. Dessa forma, considera-se a variação de temperatura nesse intervalo em tempo. Esse parâmetro é caracterizado pela taxa de resfriamento, sendo caracterizado pela equação de ajuste na Figura 30 que consiga representar essa taxa ao longo do lingote.

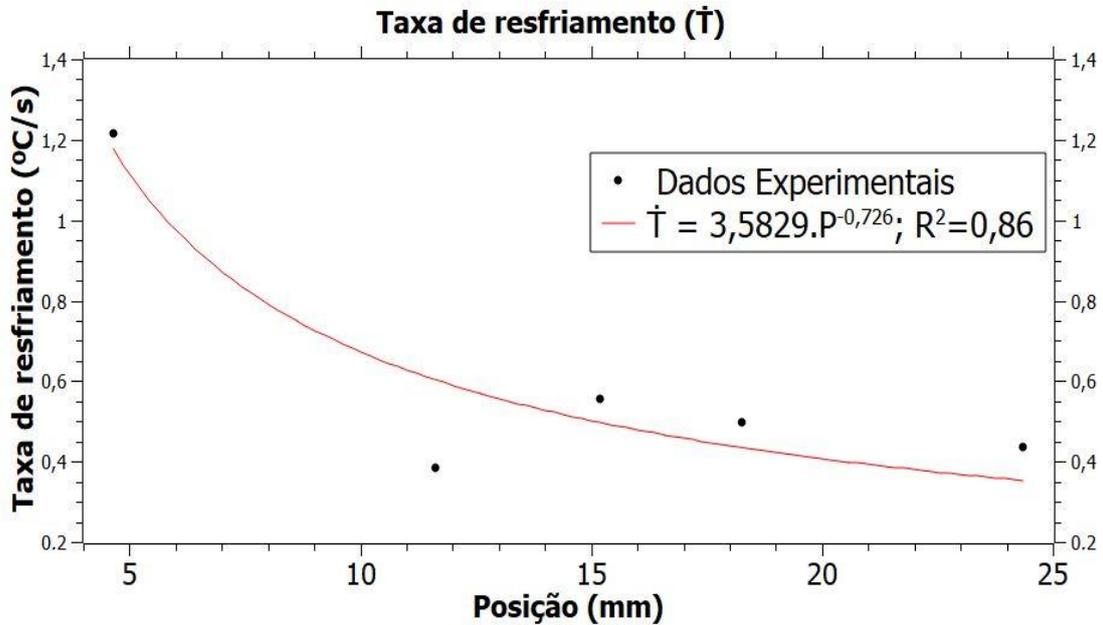


Figura 30. Taxa de resfriamento

O gradiente de temperatura aponta que a distribuição de temperatura por unidade de comprimento depende da taxa de resfriamento e, portanto, diminui ao longo do tempo, conforme Figura 31.

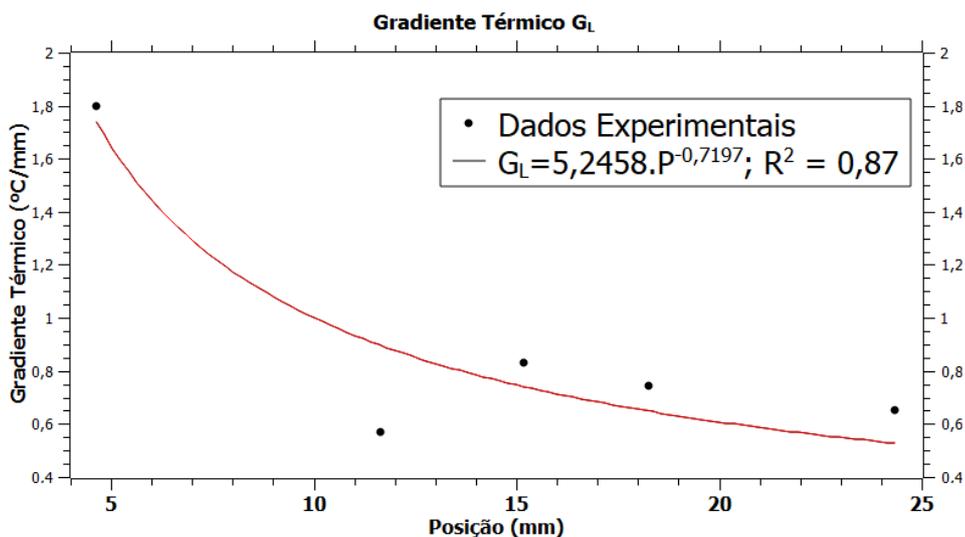


Figura 31. Gradiente térmico a frente da interface sólido/líquido

Em resumo, as variáveis térmicas referentes à liga Al0,8%W podem ser dispostas em uma tabela para melhor visualização e compreensão.

Tabela 9. Resumo Variáveis Térmicas - Al0,8%W

Posição (mm)	V_L (mm/s)	Ṫ (°C/s)	G_L (°C/mm)
4,64	0,67592678	1,214803485	1,797
11,63	0,672457602	0,382908623	0,569
15,19	0,671452709	0,556764677	0,829
18,25	0,670762974	0,497662608	0,742
24,35	0,669680664	0,437449757	0,653

4.2 Caracterização Macroestrutural da Liga

A estrutura bruta de solidificação é apresentada na Figura 30. Os cristais que formam grãos colunares no sentido vertical podem ser observados ao longo do lingote. Tem-se uma pequena zona coquilhada relativa a parte mais próxima a chapa/molde e, como esperado, em função da extração de calor direcional, predomina-se uma macroestrutura colunar. Há um enorme predomínio na verticalidade colunar, entretanto, o leve desvio pode estar associado às variações de taxa de extração de calor ao longo da solidificação (SOUSA, 2019). Tal fato poderia ser corrigido associando uma maior homogeneidade na retirada de calor na interface chapa/molde. Entretanto, este fator ainda esbarra nas limitações experimentais em questão.

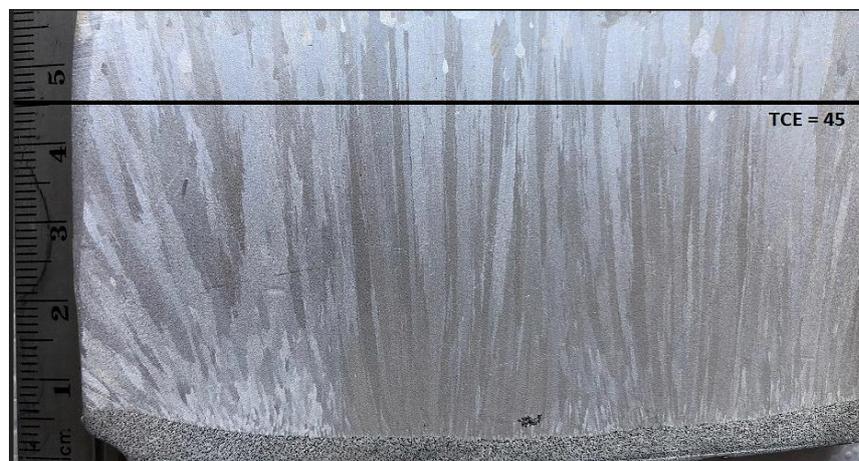


Figura 32. Macroestrutura de solidificação predominantemente colunar da liga Al0,8%W

A região de transição Colunar/Equiaxial (TCE), em caso de existência, pode ser identificada ocorrendo aproximadamente a 45 mm chapa molde, o que sugere uma grande parte da microestrutura colunar. Tal aspecto pode ser justificado por uma alta taxa de resfriamento.

4.3 Laminação a frio

Os corpos de prova provenientes do lingote foram submetidos a laminação a frio e, em 6 passes de laminação, obteve-se reduções percentuais graduais. Os cortes efetuados em cada passe foram reservados para posterior embutimento (grupo sem tratamento) e tratamento T6 e embutimento (grupo com tratamento). A relação de redução em área no processo de laminação para todos corpos de prova está disposta na tabela 9.

Tabela 10. Resultados percentuais de redução de área transversal na laminação

Passo – Laminação	Área Seção transversal (mm²)	%R_A - RELATIVA	%R_A - TOTAL
Inicial	45,48	0,00	0,00
L1	36,42	19,92	19,92
L2	30,38	16,58	33,20
L3	24,80	18,37	45,47
L4	18,47	25,52	59,39
L5	12,63	31,62	72,23
L6	8,04	36,34	82,32

4.4 Caracterização Microestrutural da liga Al0,8%W

A caracterização microestrutural baseou-se em análises comparativas entre amostras equivalentes tratadas e não tratadas. Amostras equivalentes são aquelas que estão à uma mesma altura em relação a chapa/molde e sob um mesmo passo de laminação. No presente trabalho, diferenciaram-se em não tratadas termicamente e tratadas com T6. Nesse sentido a Tabela 11 dispõe imagens óticas da liga “como recebida” com o objetivo de atuar como parâmetro para o reconhecimento visual em questão. As Tabela 12, Tabela 13, Tabela 14 e Tabela 15 dispõem as imagens óticas das microestruturas longitudinais e seus respectivos parâmetros térmicos

associados. Os cortes longitudinais foram definidos na finalidade de caracterizar os alongamentos dos grãos e seus aspectos sob diferentes passes de laminação. Todas as imagens foram registradas com aumento de 200x, com barra de escala de 100 μm , no intuito de basear a comparação ótica.

Tabela 11. Relação metalográfica em função de diferentes posições de solidificação

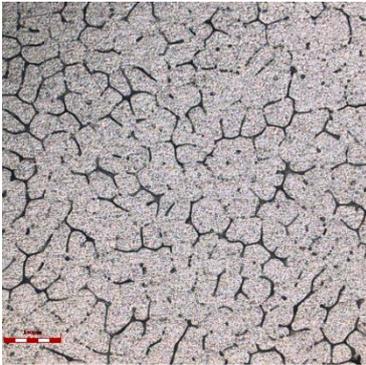
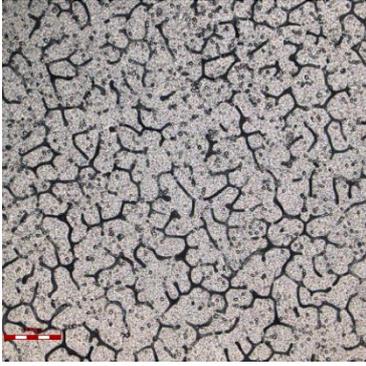
Posição	“ Como Recebida”	Variáveis Térmicas
H1 = 6,5 mm		$V_L = 0,6742 \text{ (mm/s)}$ $\dot{T} = 0,9206 \text{ (}^\circ\text{C/s)}$ $G_L = 1,3638 \text{ (}^\circ\text{C/mm)}$
H2 = 17,5 mm		$V_L = 0,6702 \text{ (mm/s)}$ $\dot{T} = 0,4485 \text{ (}^\circ\text{C/s)}$ $G_L = 0,6686 \text{ (}^\circ\text{C/mm)}$
H3 = 29,5 mm		$V_L = 0,6681 \text{ (mm/s)}$ $\dot{T} = 0,3070 \text{ (}^\circ\text{C/s)}$ $G_L = 0,4592 \text{ (}^\circ\text{C/mm)}$
H4 = 41,5 mm		$V_L = 0,6667 \text{ (mm/s)}$ $\dot{T} = 0,2396 \text{ (}^\circ\text{C/s)}$ $G_L = 0,3591 \text{ (}^\circ\text{C/mm)}$

Tabela 12. Microestrutura e Respectivas Variáveis Térmicas - Posição 6,5 mm

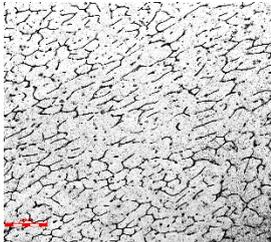
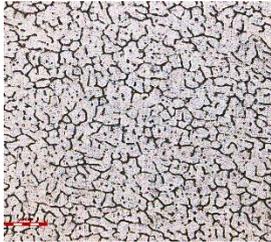
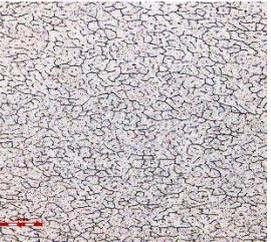
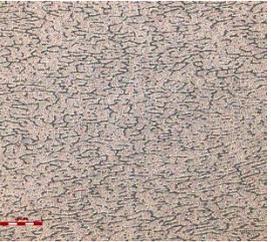
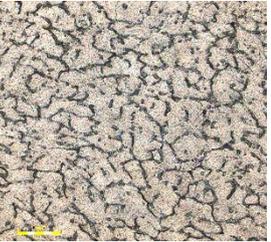
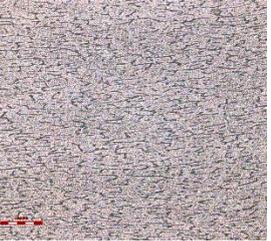
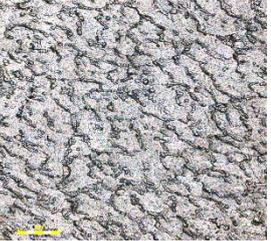
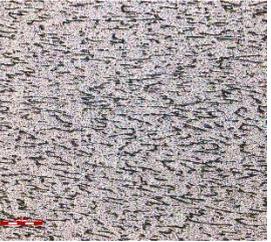
Posição H1 – 6,5 mm				
Laminação	Grupo Sem tratamento		Grupo Com tratamento T6	
L1		VL = 0,6742 (mm/s) \dot{T} = 0,9206 (°C/s) GL = 1,3638 (°C/mm)		VL = 0,6742 (mm/s) \dot{T} = 0,9206 (°C/s) GL = 1,3638 (°C/mm)
L2		VL = 0,6742 (mm/s) \dot{T} = 0,9206 (°C/s) GL = 1,3638 (°C/mm)		VL = 0,6742 (mm/s) \dot{T} = 0,9206 (°C/s) GL = 1,3638 (°C/mm)
L3		VL = 0,6742 (mm/s) \dot{T} = 0,9206 (°C/s) GL = 1,3638 (°C/mm)		VL = 0,6742 (mm/s) \dot{T} = 0,9206 (°C/s) GL = 1,3638 (°C/mm)
L4		VL = 0,6742 (mm/s) \dot{T} = 0,9206 (°C/s) GL = 1,3638 (°C/mm)		VL = 0,6742 (mm/s) \dot{T} = 0,9206 (°C/s) GL = 1,3638 (°C/mm)
L5		VL = 0,6742 (mm/s) \dot{T} = 0,9206 (°C/s) GL = 1,3638 (°C/mm)		VL = 0,6742 (mm/s) \dot{T} = 0,9206 (°C/s) GL = 1,3638 (°C/mm)
L6		VL = 0,6742 (mm/s) \dot{T} = 0,9206 (°C/s) GL = 1,3638 (°C/mm)		VL = 0,6742 (mm/s) \dot{T} = 0,9206 (°C/s) GL = 1,3638 (°C/mm)

Tabela 13. Microestrutura e Respectivas Variáveis Térmicas - Posição 17,5 mm

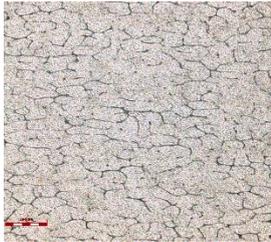
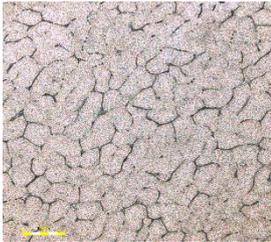
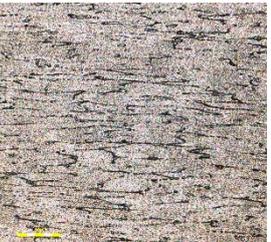
Posição H2 – 17,5 mm				
Laminação	Sem tratamento		Com tratamento T6	
L1		VL = 0,6702 (mm/s) \dot{T} = 0,4485 (°C/s) GL = 0,6686 (°C/mm)		VL = 0,6702 (mm/s) \dot{T} = 0,4485 (°C/s) GL = 0,6686 (°C/mm)
L2		VL = 0,6702 (mm/s) \dot{T} = 0,4485 (°C/s) GL = 0,6686 (°C/mm)		VL = 0,6702 (mm/s) \dot{T} = 0,4485 (°C/s) GL = 0,6686 (°C/mm)
L3		VL = 0,6702 (mm/s) \dot{T} = 0,4485 (°C/s) GL = 0,6686 (°C/mm)		VL = 0,6702 (mm/s) \dot{T} = 0,4485 (°C/s) GL = 0,6686 (°C/mm)
L4		VL = 0,6702 (mm/s) \dot{T} = 0,4485 (°C/s) GL = 0,6686 (°C/mm)		VL = 0,6702 (mm/s) \dot{T} = 0,4485 (°C/s) GL = 0,6686 (°C/mm)
L5		VL = 0,6702 (mm/s) \dot{T} = 0,4485 (°C/s) GL = 0,6686 (°C/mm)		VL = 0,6702 (mm/s) \dot{T} = 0,4485 (°C/s) GL = 0,6686 (°C/mm)
L6		VL = 0,6702 (mm/s) \dot{T} = 0,4485 (°C/s) GL = 0,6686 (°C/mm)		VL = 0,6702 (mm/s) \dot{T} = 0,4485 (°C/s) GL = 0,6686 (°C/mm)

Tabela 14. Microestrutura e Respectivas Variáveis Térmicas - Posição 29,5 mm

Posição H3 – 29,5 mm

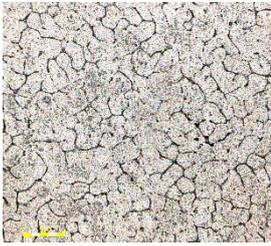
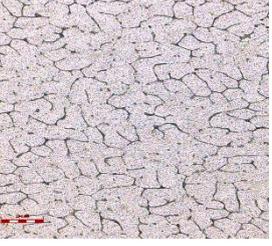
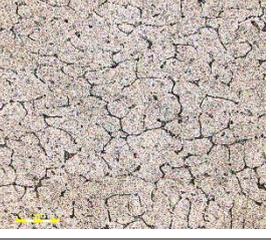
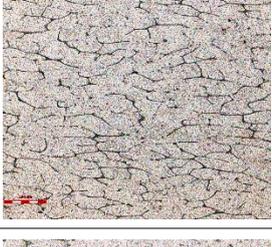
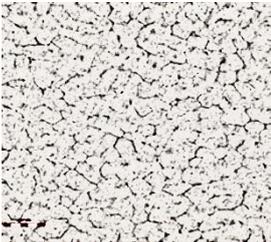
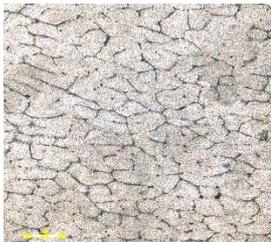
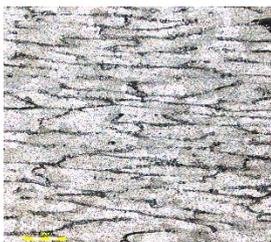
Laminação	Sem tratamento Térmico	Com tratamento T6
L1	 <p>VL = 0,6681 (mm/s) \dot{T} = 0,3070 (°C/s) GL = 0,4592 (°C/mm)</p>	 <p>VL = 0,6681 (mm/s) \dot{T} = 0,3070 (°C/s) GL = 0,4592 (°C/mm)</p>
L2	 <p>VL = 0,6681 (mm/s) \dot{T} = 0,3070 (°C/s) GL = 0,4592 (°C/mm)</p>	 <p>VL = 0,6681 (mm/s) \dot{T} = 0,3070 (°C/s) GL = 0,4592 (°C/mm)</p>
L3	 <p>VL = 0,6681 (mm/s) \dot{T} = 0,3070 (°C/s) GL = 0,4592 (°C/mm)</p>	 <p>VL = 0,6681 (mm/s) \dot{T} = 0,3070 (°C/s) GL = 0,4592 (°C/mm)</p>
L4	 <p>VL = 0,6681 (mm/s) \dot{T} = 0,3070 (°C/s) GL = 0,4592 (°C/mm)</p>	 <p>VL = 0,6681 (mm/s) \dot{T} = 0,3070 (°C/s) GL = 0,4592 (°C/mm)</p>
L5	 <p>VL = 0,6681 (mm/s) \dot{T} = 0,3070 (°C/s) GL = 0,4592 (°C/mm)</p>	 <p>VL = 0,6681 (mm/s) \dot{T} = 0,3070 (°C/s) GL = 0,4592 (°C/mm)</p>
L6	 <p>VL = 0,6681 (mm/s) \dot{T} = 0,3070 (°C/s) GL = 0,4592 (°C/mm)</p>	 <p>VL = 0,6681 (mm/s) \dot{T} = 0,3070 (°C/s) GL = 0,4592 (°C/mm)</p>

Tabela 15. Microestrutura e Respectivas Variáveis Térmicas - Posição 41,5 mm

Posição H4 – 41,5 mm				
Laminação	Sem tratamento		Com tratamento T6	
L1		VL = 0,6667 (mm/s) \dot{T} = 0,2396 (°C/s) GL = 0,3591 (°C/mm)		VL = 0,6667 (mm/s) \dot{T} = 0,2396 (°C/s) GL = 0,3591 (°C/mm)
L2		VL = 0,6667 (mm/s) \dot{T} = 0,2396 (°C/s) GL = 0,3591 (°C/mm)		VL = 0,6667 (mm/s) \dot{T} = 0,2396 (°C/s) GL = 0,3591 (°C/mm)
L3		VL = 0,6667 (mm/s) \dot{T} = 0,2396 (°C/s) GL = 0,3591 (°C/mm)		VL = 0,6667 (mm/s) \dot{T} = 0,2396 (°C/s) GL = 0,3591 (°C/mm)
L4		VL = 0,6667 (mm/s) \dot{T} = 0,2396 (°C/s) GL = 0,3591 (°C/mm)		VL = 0,6667 (mm/s) \dot{T} = 0,2396 (°C/s) GL = 0,3591 (°C/mm)
L5		VL = 0,6667 (mm/s) \dot{T} = 0,2396 (°C/s) GL = 0,3591 (°C/mm)		VL = 0,6667 (mm/s) \dot{T} = 0,2396 (°C/s) GL = 0,3591 (°C/mm)
L6		VL = 0,6667 (mm/s) \dot{T} = 0,2396 (°C/s) GL = 0,3591 (°C/mm)		VL = 0,6667 (mm/s) \dot{T} = 0,2396 (°C/s) GL = 0,3591 (°C/mm)

As microestruturas apresentadas nas tabelas deste subtítulo (4.4) foram organizadas de maneira a facilitar a comparação de amostras em equidade de posição e processo de conformação mecânica. Foi possível, portanto, relacionar amostras de mesma altura relativa a chapa/molde e mesmo passe de laminação com tratamento térmico e sem tratamento. Neste caso, amostras em equidade de altura possuem parâmetros térmicos iguais, uma vez que estes dependem da posição da isoterma *liquidus* em relação a chapa/molde.

Constatou-se que amostras mais próximas a chapa/molde, por possuírem maior taxa de resfriamento, conforme demonstrado na Figura 30, apresentam grãos menores e mais refinados em relação a posições acima, no sentido de solidificação, uma vez que maiores taxas de resfriamento e concentração de soluto podem ser causa de refino de grão. Tais características dos grãos estão diretamente ligadas as propriedades mecânicas.

Verificou-se que, para as amostras não tratadas termicamente, o alongamento dos grãos ocorreu seguindo a direção de laminação. O alongamento é consequência da alta taxa de deformação e segue uma tendência conforme aumento do percentual de redução em área transversal. O tamanho do grão possui uma tendência de crescimento linear ao grau de deformação, portanto ao longo da laminação houve um aumento na área total dos contornos dos grãos (HUMPHREYS; HATHERLY, 1995). Constatou-se, em função da posição em relação a chapa/molde, que as microestruturas mais próximas apresentaram aspecto de deformação mais homogêneo, enquanto as microestruturas mais distantes tiveram tendência a heterogeneidade, com mais densidade de defeitos cristalinos.

Nas amostras tratadas termicamente com T6, foi observado que os grãos possuem um tamanho superior as amostras equivalentes tratadas, para as posições $P_1 = 6,5$ mm e $P_2 = 17,5$ mm. Já para as posições $P_3 = 29,5$ mm e $P_4 = 41,5$ mm, observa-se um padrão dimensional compatível às amostras não tratadas.

Dessa maneira, as imagens metalográficas das amostras tratadas sugerem uma pequena variação em tamanho de grãos ao longo das posições da chapa/molde. Suscitando, portanto, a ideia de que o tratamento térmico T6 promoveu o crescimento no tamanho de grãos de modo que a posição da amostra em relação a chapa/molde pudesse não representar um elemento de expressiva diferença.

Em outras palavras, as amostras tratadas para as quatro posições apresentaram aparências metalográficas semelhantes. Em contrapartida, as amostras não tratadas apresentaram imagens

ópticas que correlacionam os efeitos da solidificação em função da posição no lingote, além de corresponder ao esperado alongamento dos grãos com o aumento de taxa de redução de área.

4.5 Ensaio Microdureza Vickers

Inicialmente, foram ensaiadas amostras da liga Al0,8%W como recebida. Os seus resultados, a título de embasamento estão relacionados na Figura 33. A microdureza ser maior mais próxima a chapa/molde é justificada pelo fato dos grãos formados nessa região estarem sujeitos a uma taxa maior de resfriamento e, dessa forma, acarretando uma microestrutura mais homogênea e refinada.

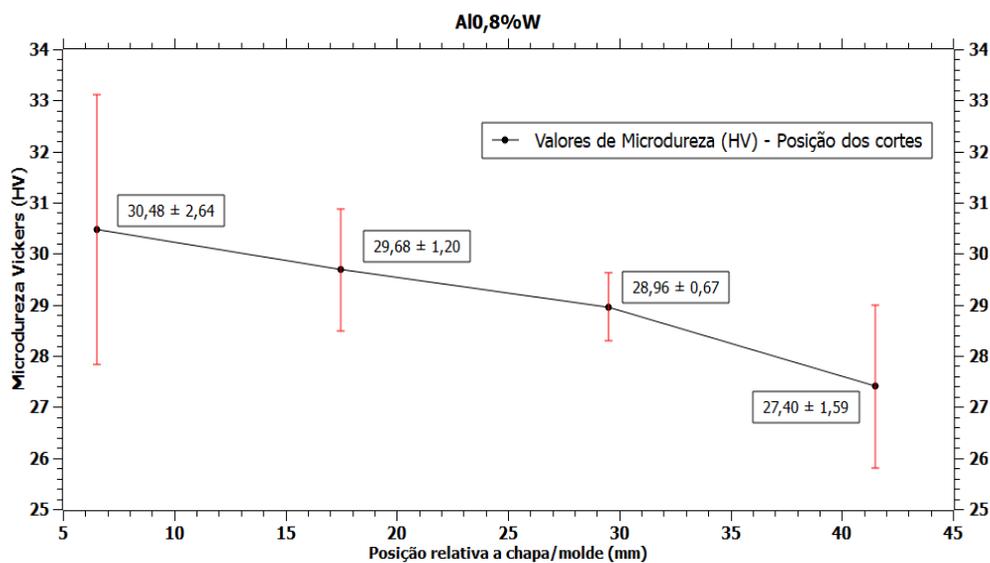


Figura 33. Microdureza da liga como recebida

O ensaio de microdureza é uma forma de analisar o quão eficaz foi o tratamento térmico de endurecimento por precipitação. Nesse caso, os ensaios foram feitos no intuito de comparar amostras semelhantes, porém em condições térmicas diferentes. Tanto as amostras do grupo com tratamento quanto as amostras sem tratamento foram ensaiadas conforme Figura 26. Estão dispostas nas Tabelas 16 e 17 as microdurezas avaliadas ao fim da sequência procedimental proposta na metodologia.

Amostras laminadas COM Tratamento térmico T6							
Altura	Laminação	L1	L2	L3	L4	L5	L6
6,5	HV1	29,50	31,92	29,10	28,10	26,90	32,00
	HV2	33,10	29,70	28,50	33,20	29,70	31,80
	HV3	29,10	28,20	27,10	30,80	29,70	32,00
	HV4	27,20	29,30	27,60	30,20	25,90	31,50
	HV5	34,60	29,50	28,70	29,50	27,70	30,20
	Média	30,70	29,72	28,20	30,36	27,98	31,50

	DP	3,05	1,36	0,82	1,88	1,69	0,75
17,5	HV1	26,80	29,30	29,50	28,50	27,20	27,90
	HV2	27,50	29,40	28,90	27,60	28,10	28,10
	HV3	27,90	28,70	33,40	28,00	28,10	27,50
	HV4	27,70	30,90	30,20	27,20	27,10	29,70
	HV5	28,10	30,40	31,10	26,40	29,70	26,10
	Média	27,60	29,74	30,62	27,54	28,04	27,86
	DP	0,50	0,89	1,76	0,80	1,04	1,29
29,5	HV1	26,60	27,60	33,20	33,70	31,40	28,10
	HV2	28,10	28,90	31,10	30,20	29,50	31,50
	HV3	29,70	27,40	32,00	29,90	31,70	28,50
	HV4	29,10	27,40	33,70	28,70	31,10	30,40
	HV5	28,50	30,50	30,83	32,90	29,40	30,50
	Média	28,40	28,36	32,17	31,08	30,62	29,80
	DP	1,17	1,35	1,26	2,12	1,09	1,44
41,5	HV1	32,40	30,10	28,70	28,70	32,40	29,00
	HV2	30,30	31,20	30,80	30,50	30,50	28,20
	HV3	28,60	30,10	30,70	30,20	31,50	29,50
	HV4	31,40	29,70	29,00	29,10	29,10	28,70
	HV5	30,90	29,40	28,00	28,20	31,40	29,50
	Média	30,72	30,10	29,44	29,34	30,98	28,98
	DP	1,41	0,68	1,25	0,98	1,25	0,55

Tabela 16. Microdureza Vickers – Amostras sem tratamento térmico.

Amostras laminadas SEM tratamento térmico							
Altura	Laminação	L1	L2	L3	L4	L5	L6
6,50	HV1	38,50	42,80	42,60	46,00	47,80	48,50
	HV2	38,50	41,40	42,60	44,30	48,20	49,40
	HV3	38,30	41,00	43,80	45,50	46,60	46,60
	HV4	40,50	41,20	41,90	46,00	47,10	49,40
	HV5	38,30	40,50	41,90	44,50	46,60	49,90
	Média	38,82	41,38	42,56	45,26	47,26	48,76
	DP	0,94	0,86	0,78	0,81	0,72	1,31
17,50	HV1	37,10	39,70	42,10	46,80	45,30	48,50
	HV2	39,70	42,60	41,90	44,00	45,50	49,40
	HV3	37,30	40,80	42,80	44,00	46,00	50,60
	HV4	39,70	42,30	40,30	44,30	46,60	49,70
	HV5	39,50	41,20	43,50	43,30	46,80	47,40
	Média	38,66	41,32	42,12	44,48	46,04	49,12
	DP	1,34	1,17	1,20	1,35	0,66	1,22
29,50	HV1	40,30	43,50	41,40	40,30	44,50	49,70
	HV2	40,10	40,30	41,20	48,80	48,50	47,90

	HV3	39,90	40,30	43,50	45,00	47,70	47,10
	HV4	39,30	41,70	42,80	46,60	44,00	48,50
	HV5	38,90	39,70	44,50	47,10	46,00	50,60
	Média	39,70	41,10	42,68	45,56	46,14	48,76
	DP	0,58	1,53	1,40	3,24	1,96	1,40
41,50	HV1	40,80	41,20	43,00	45,00	44,50	47,10
	HV2	39,10	41,20	44,00	42,30	47,70	50,60
	HV3	38,70	44,00	43,00	46,30	48,50	50,10
	HV4	39,90	40,80	44,00	41,70	47,90	50,00
	HV5	40,80	41,90	44,30	46,00	43,50	48,50
	Média	39,86	41,82	43,66	44,26	46,42	49,26
	DP	0,96	1,28	0,61	2,13	2,26	1,44

Ao fim dos procedimentos concernentes ao ensaio de microdureza foi possível avaliar o comportamento da liga Al0,8%W. Notou-se que, no ensaio realizado nas amostras do grupo sem tratamento, a evolução dos valores de microdureza seguiu de maneira aproximadamente linear ao percentual de redução de área. Essa relação de direta proporcionalidade pode ser observada na Figura 34. Este fenômeno pode ser explicado pelo alongamento dos grãos e maior volume de discordâncias, conferindo ao material encruado uma maior resistência mecânica.

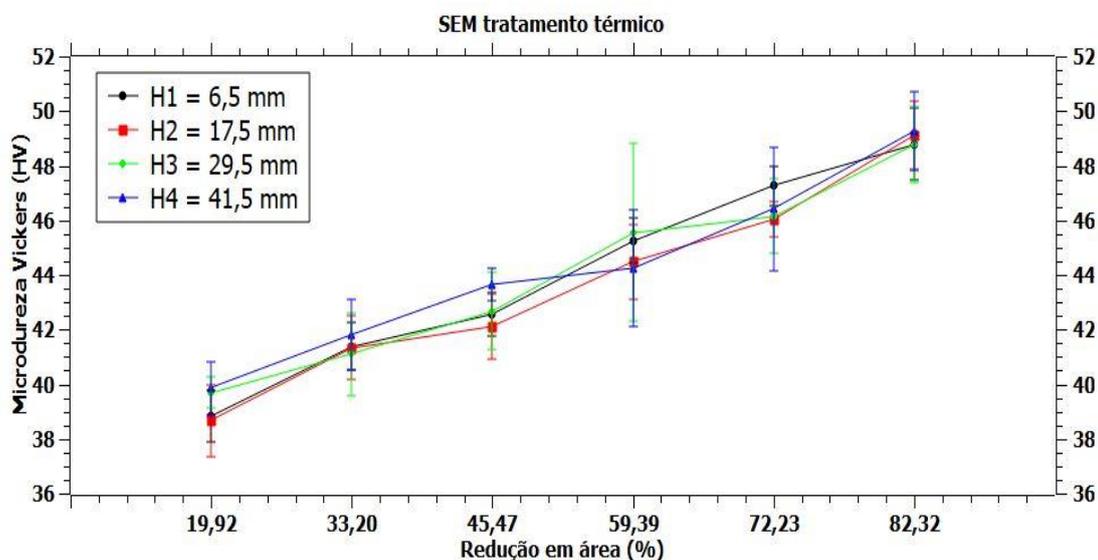


Figura 34. Microdureza Vickers - Grupo sem tratamento térmico

Entretanto, nas amostras com tratamento térmico T6 observou-se uma variação de padrão indefinido no valor da microdureza (Figura 35).

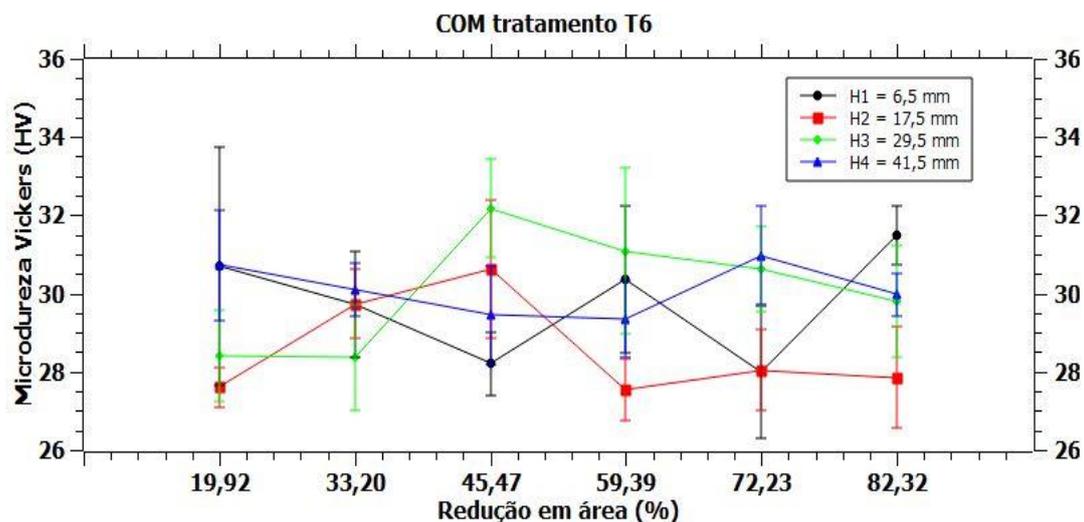


Figura 35. Microdureza Vickers - liga com tratamento térmico T6

Além de tal variação imprecisa, constatou-se que não houve aumento significativo de microdureza em relação a liga como recebida. Ademais, houve decréscimo no valor de microdureza quando comparada às amostras semelhantes submetidas apenas ao processo da laminação a frio. Tais fatos podem ser discutidos no sentido de corroborar a possibilidade da não influência do tratamento T6 na liga Al0,8%W.

Dessa forma, fez-se conveniente ajustar os valores de microdureza para a liga tratada considerando as variações mínimas e máximas para cada um dos passes de laminação. Com a finalidade de obter um valor médio que englobasse as medidas encontradas e seus respectivos erros associados, foi feito um ajuste gráfico explicitado na Figura 36. Portanto, o valor de microdureza médio para as amostras do grupo com tratamento T6 foi: 29,735 HV.

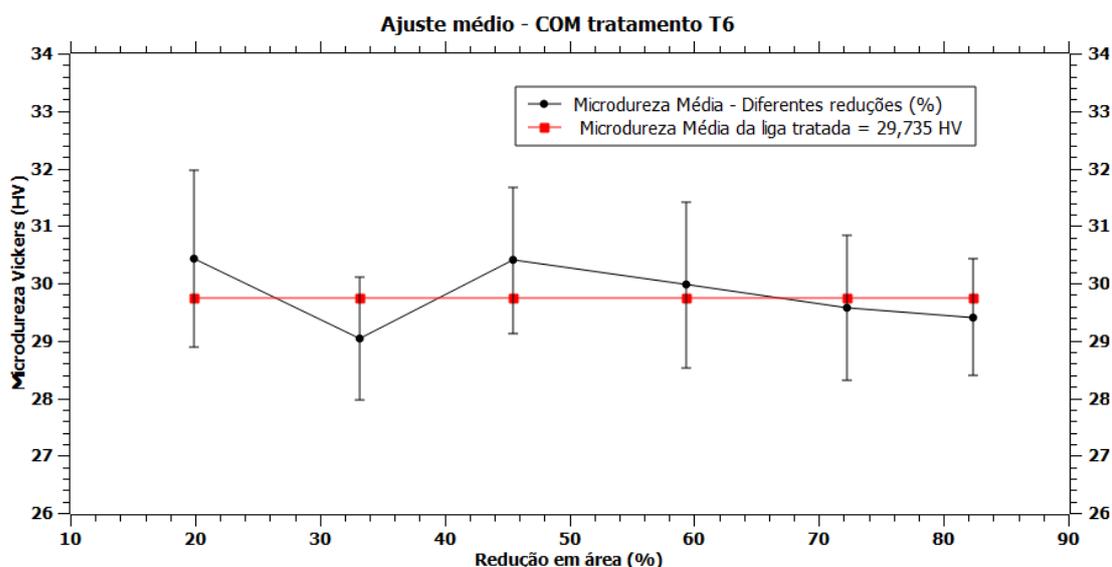


Figura 36. Ajuste para microdureza média - Grupo com tratamento T6

5. CONSIDERAÇÕES FINAIS

As imagens óticas analisadas, os ensaios mecânicos realizados e os resultados obtidos neste trabalho permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

- Caracterização das variáveis térmicas

Em conformidade com a literatura, os valores e ajustes gráficos obtidos para as variáveis V_L , \dot{T} e G_L diminuem com o afastamento da isoterma liquidus relativamente a chapa/molde. Tais parâmetros térmicos foram ajustados aos valores experimentais obtidos e podem ser descritos, respectivamente, pelos seguintes ajustes matemáticos: $V_L = 0,6818.P^{(-0,006)}$, $\dot{T} = 3,5829.P^{(-0,726)}$ e $G_L = 5,2458.P^{(-0,7197)}$.

- Caracterização macro e microestrutural

A macroestrutura de solidificação corroborou a estrutura majoritariamente colunar esperada para condições de solidificação ascendente unidirecional, apresentando uma transição equiaxial/colunar com \dot{T} aproximadamente igual a $0,2259 \text{ }^\circ\text{C/s}$, em caso de existência.

A caracterização microestrutural para as amostras não tratadas termicamente confirmou a ocorrência de alongamento dos grãos à medida que as amostras foram submetidas a passes de laminação com maiores reduções em área. Constatou-se que a altura H1, mais próxima a chapa/molde, apresentou grãos menores e mais refinados, configurando melhores propriedades mecânicas. Enquanto grãos da altura H4 apresentaram uma maior heterogeneidade microestrutural em função de menores taxas de resfriamento.

Para as amostras tratadas termicamente, verificou-se um aparente crescimento em área dos grãos em função das altas temperaturas de tratamento térmico. Dessa forma, constatou-se uma certa semelhança microestrutural nas 4 alturas, o que pode levar a considerar que o tratamento T6 tenha eliminado os efeitos da solidificação.

- Microdureza Vickers

As amostras sem tratamento térmico apresentaram aumento de microdureza em função do encruamento na laminação a frio. Ou seja, o aumento de microdureza ocorreu seguindo uma tendência linear de aumento do percentual de redução em área.

Já para as amostras com tratamento térmico T6, além da redução de microdureza em quando comparada as amostras apenas laminadas, verificou-se uma tendência linear para todos os passes de laminação, não observando as características concernentes à altura

relativa a chapa/molde. Tais fatos podem sugerir algumas possibilidades para os resultados obtidos:

- O tempo de envelhecimento pode ter sido superior ao necessário, submetendo a liga a um estado de superenvelhecimento, ou inferior incorrendo em subenvelhecimento, contribuindo negativamente para as propriedades da liga;
- A temperatura de solubilização mínima pode não ter sido alcançada acarretando a não dissolução de precipitados na matriz;
- O percentual de Tungstênio na liga pode não ter sido suficiente para contribuir positivamente no aumento de propriedades mecânicas;
- Os resultados obtidos para a liga Al0,8%W para as condições de tempo e temperatura (Tabela7) no tratamento T6 podem sugerir que a liga não seja termicamente tratável.

6. TRABALHOS FUTUROS

Buscando diferentes características para a liga Al0,8%W, baseando-se nas considerações e resultados deste trabalho, são recomendadas as seguintes abordagens:

- Analisar a microestrutura embasada nos resultados de ensaio de DRX, no intuito de obter as fases cristalinas e, dessa forma, verificar outras possíveis análises microestruturais;
- Realizar a metodologia de forma alterada: Solubilização, conformação mecânica a frio, envelhecimento artificial. Dessa forma, caracterizando tratamento térmico T8.
- Realizar tratamento T6 para diferentes tempos e temperaturas e comparar as microdurezas para diferentes condições de tratamento;
- Realizar ensaios *Sonelastic*, de tração e de corrosão;
- Comparar resultados obtidos com ligas Al-W com diferentes percentuais de tungstênio.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASM HANDBOOK, Vol. **09 Metallography and Microstructures**, ASM International The Materials Information Company, 2004

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). **Fundamentos e Aplicações do Alumínio**. [s.l: s.n.].

BRESCIANI FILHO, E.; BUTTON, S.T.; GOMES, E.; NERY, F.A.C.; ZAVAGLIA, C.A. **Conformação Plástica dos Metais**. São Paulo: UNICAMP, 1997.

BONK, S; HOFFMANN, J; HOFFMANN, A; REISER, J. **Cold rolled tungsten (W) plates and foils: Evolution of the tensile properties and their indication towards deformation mechanisms**. Journal of Alloys and Compounds, v. 70, p. 124–133, 2018.

CALLISTER Jr., Willian T. **Materials Science and Engineering na Introduction**. 8ª Edição, 2008.

CAMPBELL, **Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials**, 2006.

CAMPOS, António Gil d'Orey de Andrade, **Modelação e Análise Numérica do Comportamento Mecânico e Térmico das Ligas de Alumínio**. PhD thesis, Universidade de Aveiro, 2005.

CAMPOS JR, Armando Augusto de: **Parâmetros Térmicos de Solidificação, Microestrutura e Propriedades em Tração de Liga Ternária Al-Sn-Cu**. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2017 (Dissertação de Mestrado).

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.

CETLIN, P.R.; HELMAN, H.; **Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais**, Editora Artliber, 2005, p.119-152 e 193-257.

COUTINHO, M. M (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.

DIAS FILHO, José Marcelino da Silva, 1988-D543e Dia. **Solidificação transitória e permanente de ligas monofásicas e peritética Sn-Sb e Sn-Sb-(Ag;Cu) : evolução microestrutural, molhabilidade e propriedades mecânicas / José Marcelino da Silva Dias Filho**. – Campinas, SP : [s.n.], 2016.

DIETER, G.E.; **Metalurgia Mecânica**, Editora Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1981, p.518-543 e 561-572

DOHERTY, R. D.; HUGHES, D. A.; HUMPHREYS, F. J.; JONAS, J. J.; JUUL JENSEN, D.; KASSNER, M. E.; KING, W. E.; MCNELLEY, T. R.; MCQUEEN, H. J.; ROLLETT, A. D. **Current issues in recrystallization: a review**. *Materials Science and Engineering A*, v. 238, p.219-274, 1997.

FEITOSA, J. P. **Efeito da trabalhabilidade na estrutura das ligas Al-1,88%Cu, Al2,69%Cu e Al-3,21%Cu laminadas**: In Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 3º, 2005, Joinville. Anais. Belém, UFSC, 2005. P.14-16.

FLOD, S. C.; HUNT, J. D. **Columnar to Equiaxed Transition. Principles of Solidification**. Oxford: ASTM HANDBOOK. V.15 p.130-133, 1992.

FONSTEIN, N. **Metallurgy for Professionals: Cold Rolling and Annealing**, AcerlorMittal University, 2011. Apostila

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e aplicações**. 2. ed. [s.l.] 2011, [s.d.]. v. 2

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

GUO, L; ZHANG, Z; LI, B; XUE, Y, **Modeling the constitutive relationship of powder metallurgy Al-W alloy at elevated temperature**, v.64, p. 667-674, 2014

Hansen, N., **Deformation microstructures**, *Scripta metallurgica et materialia*, v.27, p.1447-1452, 1992.

Hughes, D.A., **Deformation microstructures in refractory metals and alloys: past and present research**. In: Dalder, E.N.C. et al (Ed.) *Evolution of Refractory Metals and Alloys*. Pittsburgh: TMS, p.219-235, 1993

LASSNER, E.; SCHUBERT, D. **Tungsten: Properties, Chemistry, Technology of the Element, Alloys, and Chemical Compounds**. Ed. Springer Science & Business Media, 1999.

LIU, Z.G, MO, L. Lu, M.O. Lai, J. **Metastable Nanocryst. Mater.** 23 (2005) 239–242.

LOPES, Eder S. N. **Correlação entre transformações de fases e comportamento mecânico de ligas Ti-Nb-Sn e sua aplicação na concepção de implantes ortopédicos com propriedades otimizadas**. 2009. 169 p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

LOPES, Juliana Feletto Silveira Costa, **Avaliação de processos de deformação plástica, recristalização e envelhecimento de ligas Ti-Nb** / Juliana Feletto Silveira Costa Lopes. -- Campinas, SP: [s.n.],2010.

MAIA, A.M.P.; “**Efeitos dos Ciclos de Solubilização e Envelhecimento no Comportamento da Liga de Alumínio 6101**,” Dissertação (Mestrado), Porto, PT, 2012.

MARANHÃO, D. C. **Caracterização microestrutural e mecânica de ligas diluídas de alumínio-tungstênio, produzidas por solidificação unidirecional ascendente em regime transiente de calor**. [s.l.] Universidade de Brasília, 2019.

- MARTINS, M. M. M, **Estudo do Comportamento das Ligas de Alumínio 6061 e 6082. Dissertação apresentada à Universidade de Aveiro.** Portugal. Aveiro, 2008.
- OLIVEIRA, Antônio Fabiano de. **Caracterização de um aço IF após a relaminação no laminador de encruamento**, São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Brasil, 2010. 142p. Tese (Doutorado).
- OTOMAR, H. P. **Estudo comparativo da estampabilidade da liga de alumínio AA1050 partindo de placas obtidas por vazamento direto e bobinas obtidas por vazamento contínuo**, São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Brasil, 2010. 151p.
- PADILHA, A. F.; SICILIANO Jr., F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. São Paulo: ABM, 2005. 232 p.
- PIRES, Carlos Thadeu De Ávila, **Sistema de Otimização e Adaptação Para Geração de Referências Em Um Laminador de Tiras a Frio**, São Paulo: Universidade de São Paulo, Brasil, 2007. 97p. Tese (Doutorado).
- PONTES, A.M.P. **Análise da resistência à corrosão da liga de alumínio AA 7075-T6 após conformação mecânica por laminação a frio**, Itajubá, 141 p. Dissertação, Mestrado em Projeto e Fabricação – Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, 2017.
- RAFIEI, M; KHADEMZADEH, S; PARVIN, N, **Characterization and formation of mechanism of nanocrystalline W-Al alloy prepared by mechanical alloying**. Journal of Alloys and Compunds, v.489, p. 224-227, 2010.
- ROSA, Daniel Monteiro, **Estruturas Celulares, Transição Celular/Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória**, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Brasil, 2007. 174 p. Tese (Doutorado).
- SCHAEFFER, L. **Conformação dos Metais: Metalurgia e Mecânica**. Ed. Rigel, Porto Alegre, Brasil, 108 p,1995.
- SILVA, D.J. (2012). **Influência do revestimento de nitreto de titânio depositado via feixe de elétrons na resistência ao desgaste microabrasivo das ligas de alumínio-magnésio-silício AA6101 e AA6351**. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, ENM.DM – 174A/2012, Brasília, DF, 80p.
- SILVA, A. M. B. D. **Estudo Sobre o Comportamento em Fadiga de Alto Ciclo das Ligas de Alumínio AA6005 T6, AA6063 T6 e AA6351 T6**. Dissertação (Mestrado). Lorena, SP, 2013.
- SMITH, W. F.- **Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais**. In. Portugal: McGraw-Hill,1998. p. 524-541.
- SONG, Z.; RETTENMAYR, M.; MÜLLER, C.; ECKARTEXNER, H. **Modeling of recrystallization after inhomogeneous deformation**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 32, p. 2199-2206, 2001.
- SOUSA, T. P. (2019). **EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA BRUTA DE FUSÃO DE LIGAS Al-Cu-Nb SOLIDIFICADAS UNIDIRECIONALMENTE**. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Integridade da Engenharia, Publicação 076A/2019, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 82.p.

VIEIRA, R. M.; ROMAGNA, E. M.; DOS SANTOS, C. M. L.; ITMAN, A.; VIEIRA, E. A. **INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA E DO TEMPO NOS PROCESSOS DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO (T6) DE UMA NOVA LIGA Al4,8%Cu RECICLADA**. TTT 2012-VI Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamento Térmico; Atibaia, SP, Brasil, 2012.

ZHU, Z. et al. **Experimental identification of the degenerated equilibrium and thermodynamic modeling in the Al-Nb system**. Journal of Alloys and Compounds, v. 460, n. 1–2, p. 632–638, 2008.