



PROJETO DE GRADUAÇÃO

Dureza e microestrutura de uma liga de Al0,4%W solidificada e laminada

Por,

Sarah Maria de Albuquerque Sousa

Brasília, 11 julho de 2019

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

**FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
Faculdade de Tecnologia
Departamento de Engenharia Mecânica

PROJETO DE GRADUAÇÃO

Dureza e microestrutura de uma liga de Al0,4%W solidificada e laminada

POR,

Sarah Maria de Albuquerque Sousa

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

Me. Gustavo Reinke (Externo)

Brasília, 11 de julho de 2019

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço à Deus por mais esta conquista. Agradeço especialmente pelas pessoas que Ele escolheu para estarem no meu caminho me ajudando e orientando em todas as decisões e dificuldades.

Agradecimento especial aos meus pais Franzé e Modina que são minha base, meu incentivo e nunca mediram esforços para me oferecerem ensino de qualidade, à minha irmã Lara que sempre me apoiou e inspirou a persistir.

Não poderia deixar de citar os meus amigos e começo pelo meu melhor amigo e namorado Thiago Holanda, que contribuiu para a minha graduação com apoio, carinho e incentivo, imprescindíveis em um curso como este. Aos queridos Jorge, Danilo e Ricardo agradeço a amizade. À Alexandre Lima Meuren agradeço o companheirismo ao longo do curso que espero que dure para a vida. Durante o projeto de graduação convivi no Laboratório de Solidificação onde fiz amigos muito queridos que me apoiaram, inspiraram e orientaram com suas experiências de engenheiros mestres, aos quais sou muito grata; Maycol, Gustavo, Diego e em especial agradeço ao Eng. Mestre Thiago Primo Sousa que me ensinou e ajudou a realizar este trabalho com detalhes práticos que só a experiência é capaz de ensinar. Agradeço também aos meus companheiros de pesquisa e graduação Laio e Lucas.

Agradeço o meu orientador, Prof. Daniel Monteiro Rosa que estava sempre disponível para esclarecer minhas dúvidas de forma paciente e bem-humorada.

Agradeço também aos demais professores do departamento de engenharia mecânica que contribuíram para a minha formação pessoal e profissional.

Por fim agradeço aos funcionários do SG9 que sempre foram atenciosos, divertidos e prestativos; dona Raimunda, seu Reginaldo, seu Xavier, Adriano e Rafael.

RESUMO

As ligas de alumínio recebem cada vez mais atenção e interesse de estudo devido a sua versatilidade e aplicação nos mais variados setores, desta forma este trabalho busca investigar a correlação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas da liga Al0,4%W laminada a frio. Para este propósito, um lingote da liga Al0,4%W foi solidificado de forma unidirecional ascendente onde as variáveis térmicas do processo foram registradas para posterior associação com os resultados obtidos. Amostras foram retiradas de diferentes alturas do lingote e fios foram produzidos por laminação a frio. A macroestrutura apresentou zona predominantemente colunar, a microestrutura se mostrou mais refinada para taxas de resfriamento mais elevadas e a dureza se mostrou crescente conforme o aumento da deformação. De forma a alcançar os objetivos propostos, este trabalho envolve a fabricação da liga, aferição dos parâmetros térmicos, conformação mecânica, análise metalográfica qualitativa, realização do ensaio de microdureza e análise dos dados.

Palavra-chave: Solidificação unidirecional, ligas de AlW, laminação, dureza

ABSTRACT

Aluminum alloys are receiving increasing attention and study interest due to their versatility and application in the most varied sectors, in this way this work seeks to investigate the correlation between the microstructure and the mechanical properties of alloy Al0.4% W cold rolled. For this purpose, an ingot of the Al0.4% W alloy was solidified unidirectionally ascending where the thermal process variables were recorded for later association with the obtained results. Samples were drawn from different heights of the ingot and yarns were produced by cold rolling. The macrostructure presented a predominantly columnar zone, the microstructure was more refined at higher cooling rates and the hardness increased as the deformation increased. In order to reach the proposed objectives, this work involves the manufacture of the alloy, calibration of the thermal parameters, mechanical conformation, qualitative metallographic analysis, hardness test and data analysis.

Key-word: Unidirectional solidification, AlW alloys, lamination, hardness

Sumário

AGRADECIMENTOS	iii
LISTA DE FIGURAS	vii
LISTA DE TABELAS	ix
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO DA LITERATURA.....	3
2.1. LIGAS DE ALUMÍNIO.....	3
2.2. SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS METÁLICAS	5
2.2.1. PARÂMETROS TÉRMICOS DA SOLIDIFICAÇÃO	6
2.2.2. SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL	7
2.2.3. MACRO E MICROESTUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO	9
2.2.3.1. MACROESTRUTURA	9
2.2.3.2. MICROESTRUTURA.....	11
2.3. CONFORMAÇÃO MECÂNICA.....	12
2.3.1. ENCRUAMENTO E DISCORDÂNCIAS	13
2.3.2. FATORES METALÚRGICOS NA CONFORMAÇÃO MECÂNICA.....	16
2.3.2.1. INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA.....	16
2.3.2.2. INFLUÊNCIA NA MICROESTRUTURA.....	17
2.4. OPERAÇÃO DE LAMINAÇÃO.....	19
3. MATERIAIS E MÉTODOS	21
3.1. PROCEDIMENTOS ADOTADOS	21
3.2. FABRICAÇÃO DE LIGA	21
3.3. SEPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	25
3.4. LAMINAÇÃO	25
3.5. PROCESSOS METALOGRÁFICOS	26
3.6. ENSAIO DE DUREZA.....	27
4. RESULTADOS E DISCURSSÕES.....	28
4.1. ANÁLISE QUÍMICA	28
4.2. CURVA DE RESFRIAMENTO	28

4.3.	VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO E TAXA DE RESFRIAMENTO	30
4.4.	CARACTERIZAÇÃO MACROESTRUTURAL	31
4.5.	DEFORMAÇÃO	32
4.6.	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	32
4.7.	MICRO DUREZA.....	37
5.	CONCLUSÃO	41
6.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	42
7.	ANEXOS.....	46
7.1.	Imagem do corpo de prova um com os grãos orientados	46
7.2.	Imagem da seção transversal do corpo de prova dois após laminar	47
7.3.	Imagem da estrutura espelhada na microestrutura do corpo de prova dois.....	48
7.4.	Análise MEV/EDS antes de laminar e no último passe de laminação	49

LISTA DE FIGURAS

Figura 2-1 Efeito de impurezas na resistência e na dureza do alumínio puro. Fonte: ASM Handbook Vol. 2. adaptado.....	4
Figura 2-2: Diagrama de fases Al-W. Obtido através do software Thermo-Calc.....	5
Figura 2-3 Representação esquemática da solidificação vertical ascendente. Fonte: ROSA (2007).....	8
Figura 2-4 Ilustração da macroestrutura de solidificação. Fonte: GARCIA (2008).....	9
Figura 2-5 Distribuição esquemática da temperatura do líquido logo após a nucleação da zona coquilhada. Fonte: REED HILL (1982) adaptado.....	10
Figura 2-6 Representação esquemática da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC-grau de super-resfriamento, G_L- gradiente térmico à frente da interface; V_L- velocidade da interface e C_0-concentração de soluto. Fonte (GOULART, 2010).....	12
Figura 2-7 Variação das propriedades tratativas com a quantidade de trabalho a frio. Fonte: DIETER (1981).....	15
Figura 2-8 Dureza Shore em função do limite de resistência de alguns aços Fonte: SOUZA (1982).....	15
Figura 2-9 Liga 5457 em estado recozido, 10 mm de espessura, secção longitudinal. Os grãos são equiaxiais. Reagente Barker. 100x. Fonte: ASM Handbook Vol. 2.....	17
Figura 2-10 Efeito de laminação a frio na liga 5457 recozida, originalmente com 10mm de espessura; a) 10% redução b) 40% de redução c) 80% redução. Reagente Barker. 100X. Fonte: ASM Handbook Vol. 2.....	18
Figura 2-11 Seção longitudinal de uma rosca laminada. A deformação das fibras com grande redução do espaçamento junto à raiz é evidenciada. Fonte: COLPAERT (2008).....	18
Figura 2-12 Ilustração de cilindro de laminação duo de produtos não planos. Fonte CHIAVERENI (1986).....	19
Figura 3-1: Fluxograma dos procedimentos adotados.....	21
Figura 3-2 Aparato experimental utilizado na solidificação. Fonte: COUTINHO (2018)....	22
Figura 3-3 Curvas de resfriamento com esquemático para determinação dos tempos de passagem da isoterma liquidus. Fonte: LOBATO (2016).....	23
Figura 3-4 Esquema representativo para posição da isoterma liquidus e taxa de resfriamento. Fonte: DANTAS (2014).....	24
Figura 3-5 Esquema ilustrativo de separação dos corpos prova.....	25
Figura 3-6 (a) Laminador (b) Rolo com perfil.....	25

Figura 3-7 Seção longitudinal e Seção transversal da amostra laminada. Fonte: COLPAERT (2008). Adaptado.....	26
Figura 4-1 Curvas de resfriamento experimental da liga Al 0,4% W.	28
Figura 4-2 Posição da isoterma liquidus da liga Al 0,4% W durante a solidificação	29
Figura 4-3 Velocidade de deslocamento da isoterma liquidus da liga Al 0,4% W durante a solidificação	30
Figura 4-4 Taxa de resfriamento da liga Al 0,4% W durante a solidificação	30
Figura 4-5 Macroestrutura bruta de fusão da liga Al0,4%W fabricada	31
Figura 4-6 Correlação da taxa de resfriamento com a microestrutura bruta de fusão, aumento de 100 X.	32
Figura 4-7 Microestrutura do corpo de prova 1, retirado da altura 6,55mm com relação à chapa molde, antes e durante cada um dos passes de laminação, ampliação de 100 X.....	34
Figura 4-8 Microestrutura do corpo de prova 2, retirado da altura 33,76 mm com relação à chapa molde, antes e durante cada um dos passes de laminação, ampliação de 100 X.	35
Figura 4-9 Microestrutura do corpo de prova 3, retirado da altura 47,86 mm com relação à chapa molde, antes e durante cada um dos passes de laminação, ampliação de 100 X.	36
Figura 4-10 Evolução da dureza com passe de laminação.....	38
Figura 4-11 Comparação da micro dureza longitudinal e transversal do corpo de prova a C1-6,55 mm.....	39
Figura 4-12 Comparação da micro dureza longitudinal e transversal do corpo de prova a C2-33,76 mm.....	39
Figura 4-13 Comparação da micro dureza longitudinal e transversal do corpo de prova a C3-47,86 mm.....	40
Figura 7-1 Corpo de prova da altura 6,55 mm, redução 5. 100 X.....	46
Figura 7-2 seção transversal do corpo de prova dois após laminar . 100X.....	47
Figura 7-3 Estrutura espelhada na microestrutura do corpo de prova dois no primeiro passe de laminação. 100X.....	48
Figura 7-4 Análise MEV/EDS do CP2 antes de laminar	49
Figura 7-5 Análise MEV/EDS do CP2 após laminar.....	50

LISTA DE TABELAS

Tabela 4:1 Composição química dos três corpos de prova analisados no trabalho	28
Tabela 4:2 Tempos locais de solidificação e suas posições	29
Tabela 4:3 Redução de área em cada passe de laminação	32
Tabela 4:4 Microdureza da estrutura bruta de fusão de cada corpo de prova.	37

1. INTRODUÇÃO

A manufatura de peças e componentes metálicos engloba ao menos uma vez o processo de solidificação. Portanto, da perspectiva da qualidade de fabricação de um produto metálico tanto os componentes da liga quanto esse processo interferem diretamente na formação da estrutura sólida. Essa estrutura por sua vez interfere nas propriedades do material fabricado, não só na peça fundida, mas também nos produtos que serão trabalhados e/ou tratados termicamente a partir da liga fabricada. (GARCIA, 2007; ROSA, 2007).

Uma vez que os metais solidificados em geometrias simples como lingotes e tarugos precisam ser trabalhados para atender finalidades práticas nos mais diversos formatos, é importante entender o processo pelo qual se dá essa transformação que pode ser tanto pelo processo de usinagem, através da remoção do material, quanto por conformação mecânica, por meio de deformação plástica. Em uma explicação mais detalhada; a conformação é uma operação onde se aplicam solicitações mecânicas no material, que responde com uma mudança permanente de suas dimensões e alteração das propriedades mecânicas com relação àquelas anteriores ao processamento (HELMAN e CETLIN, 2012).

No contexto do uso de metais, o alumínio apresenta grande interesse de estudo devido à sua versatilidade pois suas aplicações atendem os mais diversos setores industriais como o automotivo, de transporte, elétrico, entre outros (ABAL, 2019). Embora a aplicação de alumínio puro já tenha vantagens em detrimento a outros materiais, elementos de liga são adicionados na matriz com o objetivo de elevar propriedades mecânicas tais como dureza, resistência à tração e tensão de escoamento (ASM Handbook Vol. 2), pois uma limitação da aplicação do alumínio refere-se à resistência mecânica, uma vez que seu módulo de elasticidade é relativamente baixo em comparação com o de outros materiais estruturais (CALLISTER e RETHWISCH, 2016; DANTAS, 2014).

Alguns estudos sobre aumento de desempenho de ligas de alumínio utilizam de materiais refratários como elemento de reforço por estes apresentarem elevada resistência e dureza. Tendo em vista que o limite de resistência a tração do alumínio puro é 90Mpa (CALLISTER e RETHWISCH, 2016). Coutinho (2018) produziu em seu trabalho uma liga Al0,4%Nb e obteve uma resistência máxima de 111 MPa, em função do espaçamento dendrítico. Carvalho (2019) fabricou uma liga Al0,8%W e obteve limite de resistência a tração igual a 96,14 Mpa em função da taxa de resfriamento. Sousa (2019) produziu ligas do sistema Al-Cu-Nb e obteve dureza máxima da ordem de 114 HV em função do espaçamento dendrítico, consideravelmente maior que a dureza do alumínio puro.

O tungstênio é um material refratário que apresenta elevada resistência à tração, elevada dureza e boa resistência à corrosão, podendo ser usado como elemento de liga. Ravikumar (2017) estudou as propriedades mecânicas de compósitos de liga de alumínio (AA 6082) reforçado com partículas de carboneto de tungstênio e observou um aumento de dureza e resistência à tração em comparação com a liga sem reforço.

Dentro do cenário apresentado, o objetivo do trabalho foi avaliar a microestrutura e dureza de uma liga de alumínio e tungstênio solidificada e laminada. Para tanto foi fabricada uma liga Al0,4%W através de solidificação, produzidos fios dessa liga por meio de conformação mecânica e analisados os resultados obtidos através da microestrutura e da dureza apresentada.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio é um metal largamente utilizado pela indústria, suas características principais que o tornam tão atrativo são baixo peso específico, baixa corrosão, alta condutibilidade térmica e elétrica e boa conformidade, entretanto, sua baixa resistência mecânica torna-se um limitador da sua aplicação (ASM Handbook Vol. 2). Nesta condição, utilizam-se elementos aditivos e técnicas de solidificação com o intuito elevar sua resistência e gerar boas combinações entre as propriedades.

O Brasil é o décimo primeiro produtor de alumínio primário no mundo. No mercado interno, a maior parte do alumínio e seus produtos são aplicados nos mercados de embalagens, transportes, construção civil, indústria de eletricidade, bens de consumo, máquinas e equipamentos (ABAL, 2019).

A aplicação do alumínio oferece muitas vantagens o que permite que ele tem uma gama de aplicações, o ASM Handbook vol.2 lista algumas dessas vantagens:

- Alta relação de resistência/peso, essa característica é vantajosa principalmente para a indústria de transportes pois por ser mais leve que materiais como aço contribui para a economia de combustíveis dos veículos.
- Resistência a corrosão; o alumínio possui uma proteção à oxidação através de um filme de óxido de alumínio que se forma na superfície exposta do material, com a adição de elementos e a submissão de tratamentos térmicos adequados o alumínio pode ser tornar resistente à corrosão por água, sal e outros fatores ambientais.
- Boa condutividade térmica e elétrica, o alumínio apresenta quase o dobro da condutividade elétrica do cobre em uma base de peso equivalente.
- Maleabilidade; a facilidade com que o alumínio pode ser fabricado em qualquer forma é uma importante vantagem, suas propriedades facilitam a conformação permitindo atender aos mais variados projetos.
- O alumínio não possui propriedades magnéticas, isso é vantajoso para a indústria elétrica e eletrônica, também não é tóxico permitindo seu uso na indústria alimentícia e possui uma aparência atraente em seu acabamento natural.

Ligas de alumínio envolvem uma enorme variedade de composições químicas e conforme o teor de pureza diminui as propriedades do alumínio são modificadas. As consequências em ultrapassar o limite de pureza são ilustradas na Figura 2-1.

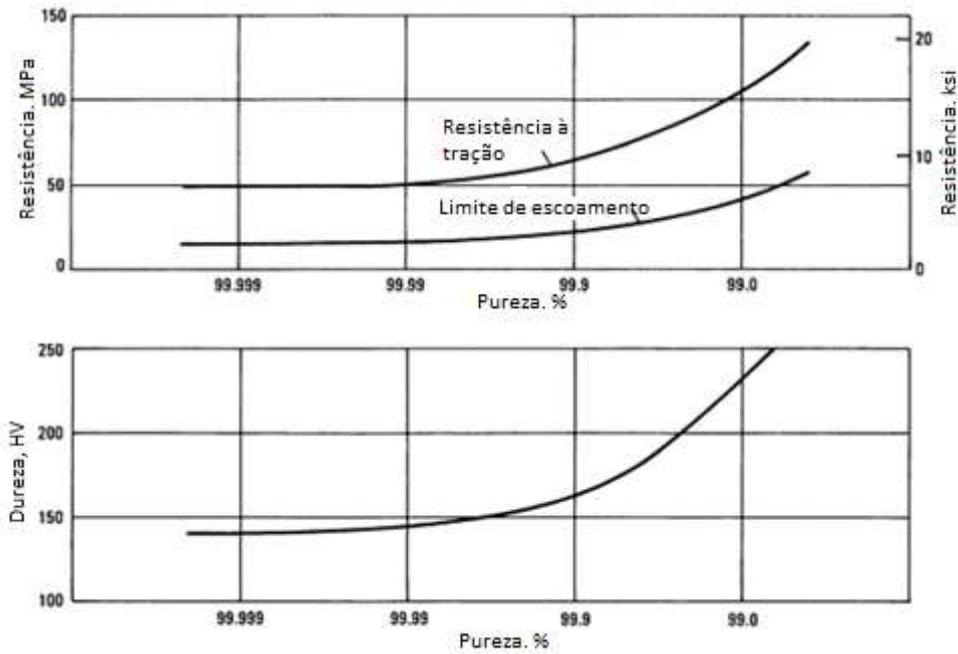


Figura 2-1 Efeito de impurezas na resistência e na dureza do alumínio puro. Fonte: ASM Handbook Vol. 2. adaptado

A adição de impurezas resulta na criação de uma nova fase ou em uma solução sólida que só existirá caso a diferença entre os raios atômicos dos elementos seja menor que aproximadamente $\pm 15\%$, se ambos os metais apresentarem a mesma estrutura cristalina, tiverem eletronegatividades próximas e valências distintas, tal que a valência do solvente seja maior do que a do soluto (CALLISTER e RETHWISCH, 2016).

As principais adições de ligas usadas com alumínio são cobre, manganês, silício, magnésio e zinco, além desses, outros elementos são adicionados e afetam as propriedades do alumínio puro (ASM Handbook vol.2; COUTINHO,2018). No presente trabalho foi adicionado tungstênio ao alumínio comercialmente puro, o diagrama de fases dessa liga é apresentado na Figura 2-2. Elementos de impurezas também estão presentes, mas geralmente sua porcentagem total é pequena.

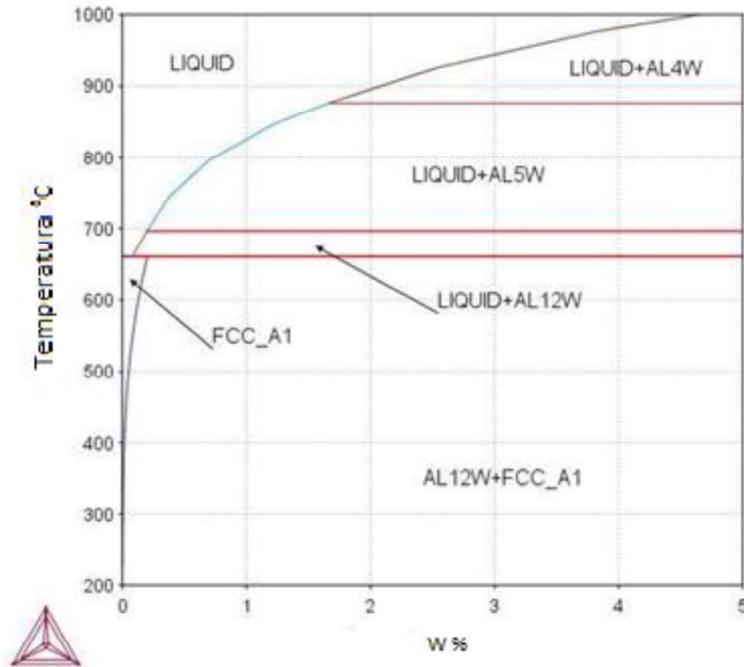


Figura 2-2: Diagrama de fases Al-W. Obtido através do software Thermo-Calc

2.2. SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS METÁLICAS

Com exceção de processos de fabricação que envolvam a metalurgia do pó, os produtos metálicos passam ao menos uma vez pelo processo de solidificação e, portanto, essa é uma etapa inerente da indústria metalúrgica (GARCIA, 2007; ROSA, 2007).

O processo se divide em dois estágios distintos: nucleação e crescimento. A nucleação envolve o surgimento de partículas sólidas em meio ao metal líquido, podendo ser homogênea, quando o surgimento dos núcleos ocorrer de forma dispersa no líquido ou heterogênea quando os núcleos se formam na superfície do molde ou em outras interfaces sólidas. A etapa de crescimento começa assim que o núcleo se torna estável ao superar o tamanho crítico e continua até encontrar outra região em fase sólida. A nucleação heterogênea pode ocorrer mais facilmente devido a energia de ativação necessária para a transformação da fase líquida em fase sólida ser menor que a energia de ativação para a nucleação homogênea, uma vez que a área está diretamente relacionada ao valor da variação de energia livre necessária para que a transformação aconteça e a área da superfície do núcleo heterogêneo ser menor que a área do núcleo homogêneo (CALLISTER e RETHWISCH, 2016).

Acontece que o processo prático de solidificação não forma um sólido de composição uniforme como previsto no diagrama de fases do sistema, pois um resfriamento em condições de

equilíbrio exigiria taxas de resfriamento extremamente baixas, o que não é viável para a indústria (CALLISTER e RETHWISCH, 2016).

Se o processo não ocorre de forma lenta, os átomos do soluto são rejeitados pelo sólido a uma taxa alta demais para que o processo de difusão reajuste a composição, isso ocorre, pois a difusão é um fenômeno dependente do tempo, provocando, assim um acúmulo de soluto à frente da interface sólido/líquido. (GARCIA, 2007).

Essa não uniformidade na distribuição de soluto durante o resfriamento implica, de uma forma geral, que as regiões que se solidificam por último no lingote terão concentrações maiores de soluto e esta variação de composição média de um ponto ao outro do lingote corresponde a macrosegregação, que nem sempre é causada pelos efeitos do resfriamento fora do equilíbrio, muitas vezes efeitos gravitacionais também podem produzir macrossegregação (REED HILL, 1982).

2.2.1. PARÂMETROS TÉRMICOS DA SOLIDIFICAÇÃO

De acordo com Gomes (2012), o conhecimento da influência que as variáveis térmicas têm sobre a formação das estruturas solidificadas, permite às indústrias determinar parâmetros de controle nas rotinas de fundição ou no planejamento prévio da produção a fim de obter propriedades específicas nos produtos acabados ou até reduzir os custos de produção.

A transformação líquido/sólido libera energia térmica através de uma fronteira móvel que separa as duas fases com propriedades termo físicas distintas e não ocorre instantaneamente no lingote inteiro em função da resistência térmica imposta pelo molde e pelo próprio metal líquido. Essa variação cinética do processo de solidificação influencia as características macro e microestruturais do produto solidificado e pode ser mensurada através das variáveis térmicas do processo, como posição da isoterma liquidus (T_L), velocidades de evolução da isoterma de transformação liquidus (V_L), gradiente de temperatura (G_L) e taxa de resfriamento (\dot{T}) (CAMPOS JUNIOR, 2017; DANTAS, 2014; GARCIA,2007; ROSA,2007).

Para saber a evolução das variáveis térmicas em relação ao fluxo de retirada de calor é necessário analisar a curva de resfriamento para cada posição de termopar, através de uma função $P=f(t)$, cujos pares ordenados (P,t) foram obtidos experimentalmente por meio da intersecção da temperatura liquidus com as curvas de resfriamento, o procedimento em questão permite associar o tempo correspondente a transformação de fase para cada posição de termopar. Dada a função posição da isoterma em função da temperatura, explicitada anteriormente é possível encontrar a velocidade de solidificação através da derivada dessa função, isto é $V_L = dP/dt$ (DANTAS, 2014; GOULART,2010; LOBATO,2016;).

E a taxa de resfriamento é uma curva experimental obtida pelo módulo da razão entre os intervalos de temperatura e tempo imediatamente antes e depois da passagem da isoterma liquidus para cada termopar (LOBATO, 2016; ROSA, 2007).

Se não houver tempo suficiente para que ocorra difusão, a composição do sólido formado difere da composição do líquido original. No caso de a concentração ser menor no sólido, o soluto em excesso é rejeitado para a interface formando um perfil de concentração máxima justamente na interfase sólido/líquido. Isso corresponde a uma diminuição da temperatura liquidus dentro desse perfil já que a temperatura de mudança de fase diminui à medida que a concentração aumenta. Esse perfil de temperatura menor caracteriza o super-resfriamento constitucional que acontece quando um sólido não solidifica com a mesma composição da do líquido de origem. O parâmetro de super-resfriamento constitucional também é importante para efeitos práticos do metal solidificado pois a interface de concentração instável permite que o crescimento ocorra através de protuberâncias a fim de alcançar estabilidade, dando origem a uma microestrutura característica (GARCIA, 2007; REED-HILL, 1982).

Outro parâmetro térmico do processo é a temperatura de vazamento do metal líquido (T_V), que em situações práticas é maior que a temperatura de transformação de fase a fim de que haja tempo suficiente para o líquido ocupar o molde antes de começar a solidificar, essa diferença de temperatura caracteriza o supraaquecimento (COUTINHO, 2018; GOMES, 2012).

2.2.2. SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL

No estudo da cinética de solidificação é usual promover solidificação unidirecional que consiste em uma técnica onde a retirada de calor ocorre em uma única direção, para tanto utiliza um dispositivo com bom isolamento térmico nas demais paredes do molde a fim de impedir a extração de calor em outras direções (COUTINHO, 2018; DANTAS, 2014; SOUSA, 2019). É um método relevante de pesquisa pois em experimentos unidirecionais é possível obter uma gama de microestruturas relacionáveis às taxas de resfriamento e à velocidade da isoterma liquidus, de tal forma que é possível estabelecer equações que regem o de crescimento dendrítico (CAMPOS JUNIOR, 2017). Esse processo é influenciado tanto pelo fluxo de retirada de calor quanto pela direção de resfriamento. O fluxo de retirada de calor pode ocorrer em regime transitório ou estacionário e a configuração vertical é direção de resfriamento mais comum, podendo ter fluxo de retirada de calor ascendente ou descendente.

Na condição de fluxo de calor estacionário o gradiente de temperatura G_L e a velocidade da isoterma liquidus V_L são controlados independentes e mantidos constante ao longo do experimento (ROSA, 2007). Para tanto movimentar-se o forno ou o lingote, porém é mais

conveniente movimentar o forno para evitar vibração no líquido e interromper o crescimento colunar (GARCIA, 2007).

Na solidificação transitória, o gradiente de temperatura (G_L) e a velocidade da isoterma liquidus (V_L) são interdependentes e variam livremente no tempo e no espaço, podendo ser relacionados através da taxa de resfriamento (\dot{T}) (ROSA, 2007).

A solidificação unidirecional vertical ascendente em regime transiente, utiliza um aparato projetado para extrair calor de forma vertical, no sentido de baixo para cima. A solidificação tem início com a circulação de água na base da lingoteira, posição $Z=0$, como é mostrado na Figura 2-3

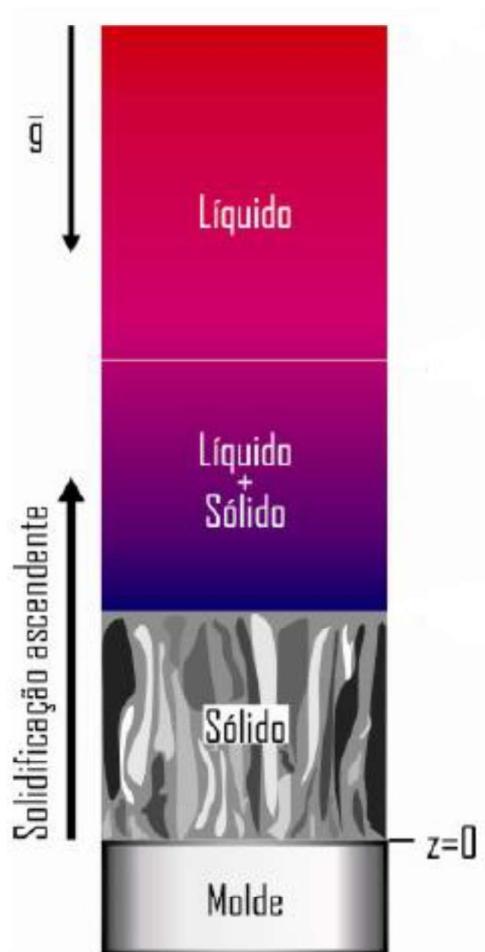


Figura 2-3 Representação esquemática da solidificação vertical ascendente. Fonte: ROSA (2007)

A água resfria o metal líquido em contato com a base e solidifica uma fina camada de metal junto à parede do molde. O metal é então resfriado gradualmente a partir da base, e nessa situação o perfil de temperatura do líquido é crescente em sentido ascendente, obrigando o líquido menos quente e, portanto, mais denso a localizar-se próximo à interface sólido/líquido, o que permite

desconsiderar o movimento convectivo nesse modelo de solidificação (DIAS FILHO,2015; MOUTINHO, 2011; ROCHA, 2003).

2.2.3. MACRO E MICROESTUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO

Os núcleos que atingiram condições favoráveis para o crescimento durante a transformação de fase irão crescer criando padrões de orientação, de geometria, de distribuição e de tamanho que determinarão os grãos da macroestrutura. Enquanto que as condições térmicas e a composição da liga influenciarão a interface de crescimento desse sólido, definindo, assim, a microestrutura da peça solidificada.

2.2.3.1. MACROESTRUTURA

De forma geral, quando um lingote é solidificado existem três regiões macroestruturais diferentes que podem acontecer (zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial), como ilustrado na Figura 2-4.

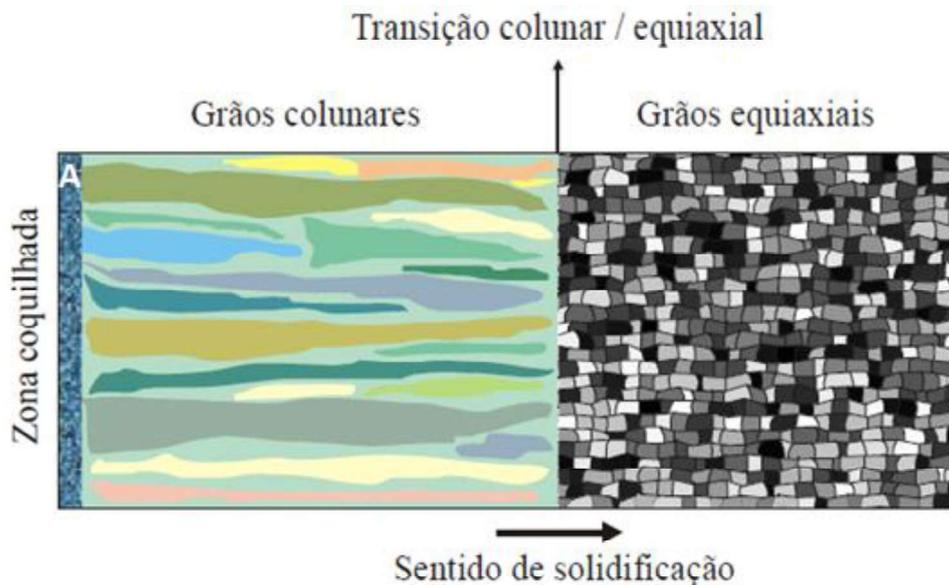


Figura 2-4 Ilustração da macroestrutura de solidificação. Fonte: GARCIA (2008)

A zona coquilhada é caracterizada por grãos normalmente pequenos quando comparados aos demais e de orientação aleatória. Esta zona ocorre na interface metal/molde, favorável a uma nucleação intensa de grãos em razão do super-resfriamento provocado pelo contato do metal líquido com o molde, geralmente em temperatura ambiente (GARCIA,2008). Fatores como o

coeficiente de transferência de calor do material da chapa/molde e a temperatura de vazamento do metal influenciam o tamanho dessa zona; quando o gradiente térmico da camada de líquido em contato com o molde é alto, uma fina camada de líquido é super-resfriada formando uma zona coquilhada pequena, mas se o metal líquido for vazado em temperaturas próximas à temperatura de transformação, obtém-se uma zona coquilhada maior, é possível também que essa zona nem exista se o molde for preaquecido antes do vazamento (CAMPOS JUNIOR,2017). Se o material do molde tiver condutividade térmica apreciável o calor é extraído mais facilmente provocando uma formação maior de núcleos, de forma semelhante o volume de núcleos cresce se o líquido apresentar baixa difusividade térmica pois o efeito do super-resfriamento é prolongado (GARCIA, 2007).

O calor latente liberado na solidificação da zona coquilhada junto ao perfil crescente de temperatura remove o super-resfriamento causado pelo contato com o molde frio e altera a curva de temperatura como mostrado na Figura 2-5.

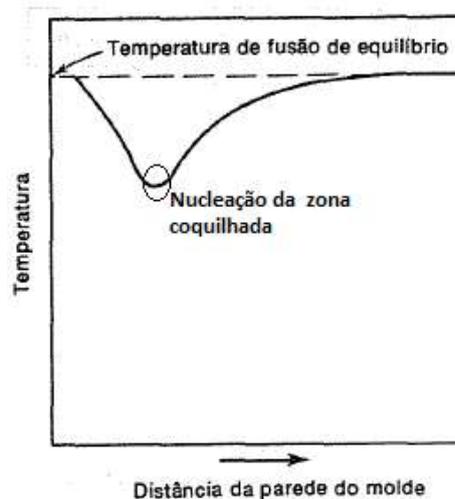


Figura 2-5 Distribuição esquemática da temperatura do líquido logo após a nucleação da zona coquilhada. Fonte: REED HILL (1982) adaptado.

Nessa região aquecida o crescimento sobrepõe a nucleação e, portanto, os grãos que se desenvolvem são aqueles que se iniciaram na zona coquilhada e que possuíam uma direção de crescimento aproximadamente normal à interface, estes grãos crescem mais rápido que seus vizinhos orientados desfavoravelmente em relação do fluxo de calor e que tem seu crescimento afetados pelo calor latente liberado pelos grãos de crescimento mais rápido, ao final a zona colunar é definida pela presença de grãos alongados lado a lado na direção do fluxo de calor (REED-HILL, 1982).

A terceira zona macroestrutural é a zona equiaxial, constituída por grãos com a mesma dimensão em todas as direções, o surgimento dessa zona é favorecidos pela diminuição do

gradiente térmico. Em comparação com a zona coquilhada a região equiaxial apresenta grãos maiores. De acordo com Moutinho (2011) alguns fatores de favorecimento dessa região são:

- Geração de novos núcleos sólidos a partir da zona colunar em crescimento
- Arrastes de grãos e partículas sólidas desprendidas das demais regiões ou superfície livre para o líquido à frente da interface de solidificação.
- Sobrevivência e crescimento de grãos e partículas sólidas para o líquido diante da zona colunar.

Para as situações práticas fabricar um material com grãos equiaxiais é mais vantajoso devido à isotropia de suas características mecânicas e para tanto é necessário impedir o crescimento da zona colunar por meio de dois procedimentos principais; adição de inoculantes ou agitação no metal líquido durante o resfriamento. Em outras situações pode ser mais interessante fabricar estruturas colunares justamente em decorrência da anisotropia de suas propriedades mecânicas que pode ser vantajosa em aplicações onde as tensões mais significativas se alinham unidirecionalmente ao longo de um único eixo (GARCIA, 2007).

2.2.3.2. MICROESTRUTURA

“As microestruturas presentes na composição de uma liga metálica, que resultam do processo de solidificação, estão relacionadas com a forma de interface entre sólido e líquido (S/L). Em condições ideais essa interface deveria permanecer plana (metais puros), porém alterações nos parâmetros constitucionais e térmicos do sistema metal/molde que ocorrem durante a solidificação provocam a instabilidade dessa interface, dando origem às microestruturas celulares e dendríticas” (GOMES, 2012. p.18).

A instabilidade que ocorre na interface de solidificação está relacionada à difusão de soluto, descrita pela posição no diagrama de fases. Durante o resfriamento o soluto ou o solvente é rejeitado o que acarreta em uma distribuição de concentração não uniforme na a interface de solidificação, esse líquido mais concentrado que o restante dá origem a um gradiente térmico à frente desta interface menor que o gradiente térmico do perfil de temperatura liquidus, dando origem ao super resfriamento constitucional (SRC) que favorece a nucleação e promove instabilidade na interface, entretanto a presença do soluto não é o único responsável pela instabilidade capaz de alterar a estrutura planar para celular e dendrítica, como mostra a Figura 2-6 (ROCHA, 2003).

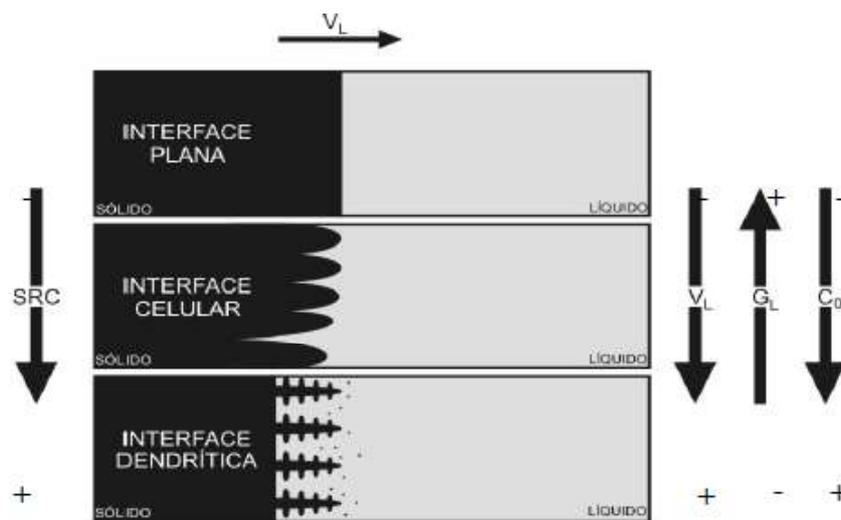


Figura 2-6 Representação esquemática da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC-grau de super-resfriamento, G_L - gradiente térmico à frente da interface; V_L - velocidade da interface e C_0 -concentração de soluto. Fonte (GOULART, 2010)

De forma geral é conhecido que estruturas refinadas estão associadas a maiores dureza e resistência (CALLISTER e RETHWISCH, 2016; GARCIA, 2007). Dantas (2014) em seus estudos correlacionou os espaçamentos dendríticos primários e secundários com o módulo de elasticidade de ligas do sistema alumínio-níquel solidificadas unidirecionalmente, revelando que quanto mais refinada a estrutura, maior será seu módulo de elasticidade. Nascimento *et al.* (2017) em estudos com a liga Al-10%Si-2%Cu, Campos Junior (2017) em estudos com liga Al-Sn-Cu e Coutinho (2018) em estudos com liga Al-Nb mostraram que para valores cada vez maiores de espaçamento dendrítico primário os valores de limite de resistência a tração e ao escoamento tendem a diminuir.

2.3. CONFORMAÇÃO MECÂNICA

O processo de conformação é parte importante do setor industrial visto que os metais usualmente solidificados em geometrias simples (lingotes e tarugos) precisam ser conformados para atenderem aplicações práticas. É comum dividir os produtos obtidos pela conformação em produtos acabados; aquelas que já possuem aplicação prática após serem conformados e os produtos semi-acabados que se destinam a uma operação posterior (HELMAN e CETLIN, 2012). Exemplo de técnica de conformação utilizada para fabricar produtos acabados é a estampagem que ao prensar uma chapa metálica é capaz de fabricar quase que inteiramente a porta de um automóvel, em contrapartida a chapa utilizada para produzir tal porta é um produto semi-acabado produzido pela técnica de laminação.

O estudo da conformação metálica se interessa pela deformação plástica do material, uma vez que esta causa deformações permanentes com conservação de volume e massa. A transição entre o regime elástico e o plástico é gradual para a maioria dos metais, sendo conhecido como escoamento. Da perspectiva atômica, a deformação elástica é interpretada como pequenas alterações no espaçamento e nas ligações interatômicas que retornam às suas posições originais quando a força é interrompida, enquanto que a deformação plástica é interpretada como a quebra das ligações interatômicas causada pela movimentação dos átomos e moléculas e a posterior formação de novas ligações com os átomos ou moléculas vizinhos, sendo então irreversível. A tensão máxima que o material suporta dentro do regime elástico é definida como tensão limite de escoamento, para tensões inferiores o material retornará ao seu estado inicial, independente da deformação que sofra (CALLISTER e RETHWISCH, 2016).

A medida de quanto um material pode ser deformado antes do início da falha é uma informação importante para o processo de conformação. O alumínio laminado usualmente falha por estricção localizado ou por fratura dúctil, que ocorrem como resultado da nucleação e ligação de micro vazios (ASM Handbook vol.2).

O grau de deformação plástica até a ruptura do metal é medido pela sua ductilidade. Materiais que suportam pouca deformação, normalmente cerca de 5% antes de romperem são tidos como frágeis e materiais que apresentam grande deformação antes da ruptura são denominados como materiais dúcteis. A ductilidade é mensurável tanto através do alongamento percentual quanto pela redução percentual na área e o conhecimento dessa propriedade fornece o grau de deformação permitido para determinado material. A redução percentual de área %RA é dada pela Equação 3.1 (CALLISTER e RETHWISCH, 2016).

$$\%RA = \left(\frac{A_0 - A_f}{A_0} \right) \quad (3.1)$$

Em que A_0 é a área original e A_f a área da seção transversal após a deformação.

A fratura de peças durante o processo de conformação é uma limitação na produção, sendo que não é necessária a completa ruptura do material para caracterizar a falha, apenas defeitos localizados já são suficientes para inutilizar tal produto (HELMAN e CETLIN, 2012).

2.3.1. ENCRUAMENTO E DISCORDÂNCIAS

No processo de conformação a frio, o metal absorve e acumula uma fração da energia utilizada no processo e o restante é dissipado na forma de calor. Essa energia acumulada é associada aos defeitos da rede cristalina impostos pela deformação (CALLISTER e RETHWISCH, 2016)

De acordo com Padilha e Siciliano (2005) a densidade e distribuição dos defeitos na deformação dependem de fatores como estrutura cristalina, temperatura, quantidade e velocidade de deformação, pureza do metal e sua energia de empilhamento.

As discordâncias são os defeitos de linha mais comuns encontrados nos metais e são responsáveis pelo fenômeno de deslizamento que é um importante mecanismo de deformação plástica, se referem à fronteira entre a parte do cristal que deslizou ou escorregou e a parte que ainda não escorregou (DIETER, 1981). À medida que a discordância se movimenta, o deslizamento ocorre e pode ser facilitado pela ausência de obstáculos ou dificultado pela existência de outras discordâncias, de átomos de soluto, de precipitados na matriz, de partículas incoerentes com a matriz ou de contornos de grão ou de subgrão (PADILHA e SICILIANO, 2005).

O encruamento é o fenômeno pelo qual um metal dúctil se torna mais duro e mais resistente à medida que é deformado plasticamente sendo causado pelo impedimento da movimentação das discordâncias através da rede cristalina (CALLISTER e RETHWISCH, 2016)

A energia de defeito de empilhamento (EDE) é uma falha no empilhamento dos planos regulares da estrutura cristalina que influencia de tal forma que metais de baixa EDE tem mobilidade de discordâncias reduzidas e geram uma distribuição homogênea de discordâncias, enquanto metais com alta EDE apresentam alta mobilidade e distribuição heterogênea de discordâncias, o que implica em um maior grau de encruamento em metais de baixa EDE do que em metais de alta EDE para um mesmo grau de deformação. Quando átomos de soluto são adicionados em um metal puro, ocorre alteração na EDE do metal pois a mobilidade das discordâncias é diminuída devido à sua interação com o átomo de soluto (PADILHA e SICILIANO, 2005). Os defeitos de empilhamento são comuns nos metais cúbicos de face centrada (CFC), como o alumínio (LOBATO, 2016; OLIVEIRA; 2009).

A principal modificação na estrutura interna do metal com a deformação a frio, é a elevação da densidade de discordâncias, característica do encruamento. Tal fato reflete nas propriedades mecânicas pois conforme a densidade de discordâncias aumenta, a resistência ao seu movimento também aumenta e a tensão necessária para deformar o mesmo metal torna-se maior a cada passe de deformação a frio. Essa relação é ilustrada na Figura 2:7.



Figura 2-7 Variação das propriedades trativas com a quantidade de trabalho a frio. Fonte: **DIETER (1981)**

Ensaio trativos são a forma usual de quantificar as propriedades mecânicas de um metal, porém é um ensaio destrutivo e oneroso quando comparado ao ensaio de dureza.

De acordo com Callister e Rethwisch (2016) os limites de resistência trativos e a dureza são indicadores da resistência de um metal à deformação plástica e podem ser relacionados de forma que maiores valores de dureza são associados a maiores resistências. Para aços, ferro fundido ou latão a dureza Brinell (HB) pode ser relacionada com o limite de resistência a tração (LRT) através da Equação 3.2:

$$LRT(MPa) = 3,45 \times HB \tag{3.2}$$

Souza (1982) também associa o limite de resistência de alguns aços com a dureza Shore, conforme Figura 2-8.

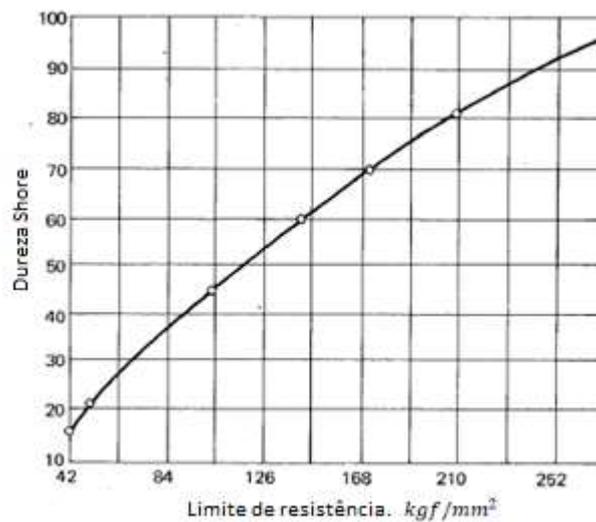


Figura 2-8 Dureza Shore em função do limite de resistência de alguns aços Fonte: **SOUZA (1982)**

Para Dieter (1981), a tensão limite de escoamento à 0,2% de deformação pode ser determinada com boa precisão por medidas de dureza Vickers (HV) de acordo com a Equação 3.3.

$$LRE = \frac{HV}{3} (0,1)^{n'-2} \quad (3.3)$$

Onde *LRE* é a tensão limite de escoamento a 0,2% em *kg/mm²* e *n'* é uma constante da Lei de Meyes dependente do material.

2.3.2. FATORES METALÚRGICOS NA CONFORMAÇÃO MECÂNICA

2.3.2.1. INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA

O processo de conformação mecânica pode ocorrer tanto em temperatura ambiente quanto em temperaturas superiores, sendo classificado como deformação a frio ou deformação a quente, em função da temperatura de recristalização do metal. Aspectos dos dois modos de trabalho são explicitados por Chiaverini (1986) como:

- Conforme a intensidade; a deformação a frio promove deformação estrutural em maior ou menor profundidade e como consequência pode alterar as propriedades mecânicas: resistência e dureza aumentam; ductilidade diminui. Se essas mudanças não forem desejadas elas podem ser eliminadas por tratamento térmico de recozimento.
- Deformação a quente exige menor esforço mecânico, logo para a mesma quantidade de deformação podem ser utilizadas máquinas de capacidade menor que a capacidade necessária para máquinas de deformações a frio.
- Deformação a quente promove deformações maiores do que permitidas em trabalho a frio devido à contínua recristalização que ocorre no processo.
- Uma desvantagem da deformação a quente é que o processo exige ferramentas de materiais resistentes à elevadas temperaturas, encarecendo o processo, além disso as altas temperaturas envolvidas no processo intensificam o processo de oxidação superficial do metal.
- Deformação a frio permite a obtenção de peças dentro de estreitas tolerâncias ao contrário do processo de deformação a quente em virtude do efeito de dilatação.

A velocidade da deformação influi na dissipação do calor cedido à peça conformada, quanto mais rápido o processo de conformação menor será o tempo para dissipação, este é um problema em especial para processos de conformação a quente realizados em altas temperaturas pois o calor

não dissipado pode contribuir para atingir o ponto de fusão do metal (HELMAN e CETLIN, 2012).

2.3.2.2. INFLUÊNCIA NA MICROESTRUTURA

A microestrutura de um metal muda após sofrer deformação plástica, primeiramente a microestrutura deformada a frio revela normalmente grãos alongados na direção em que o material sofreu deformação, além disso também aumenta significativamente a área total de contorno de grãos e o número das discordâncias presentes na estrutura (OLIVEIRA, 2009).

A deformação a frio confere encruamento ao alumínio, aumentando os limites de resistência a tração e ao escoamento, com diminuição do alongamento, associado a tratamentos térmicos (CALÇADA, 2018; CUNHA *et al.* 2018; MAMAGHNI e KAZEMINEZHAD, 2013).

Após a conformação, as partículas da segunda fase presentes no metal tendem a alinhar-se na direção de maior deformação. Em barras laminadas essas partículas tendem a se alinhar ao longo do comprimento e frequentemente é possível observar essa orientação preferencial de partículas de forma semelhante a fibras no material, como mostrado na comparação da Figura 2-9 e da Figura 2-10, isso gera anisotropia nas propriedades mecânicas, tal que barras laminadas passam a ter maior resistência à fadiga e ductilidade na direção longitudinal.

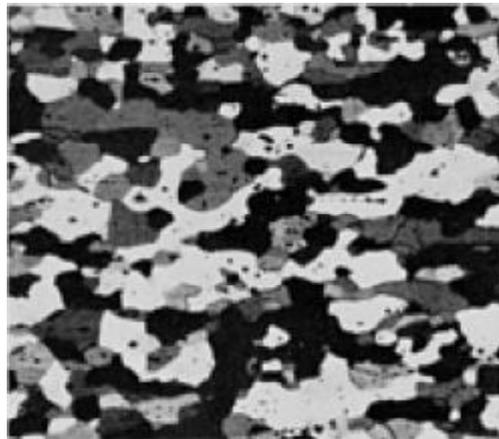


Figura 2-9 Liga 5457 em estado recozido, 10 mm de espessura, secção longitudinal. Os grãos são equiaxiais. Reagente Barker. 100x. Fonte: ASM Handbook Vol. 2



Figura 2-10 Efeito de laminação a frio na liga 5457 recozida, originalmente com 10mm de espessura; a) 10% redução b) 40% de redução c) 80% redução. Reagente Barker. 100X. Fonte: ASM Handbook Vol. 2

Em princípio, quanto mais bem distribuída e quanto mais ampla a área de contato da ferramenta com o metal maior será a resistência do material (HELMAN e CETLIN, 2012). É possível verificar isso ao analisar o perfil de uma peça deformada e observar que a deformação é mais acentuada na extremidade da peça, conforme Figura 2-11.

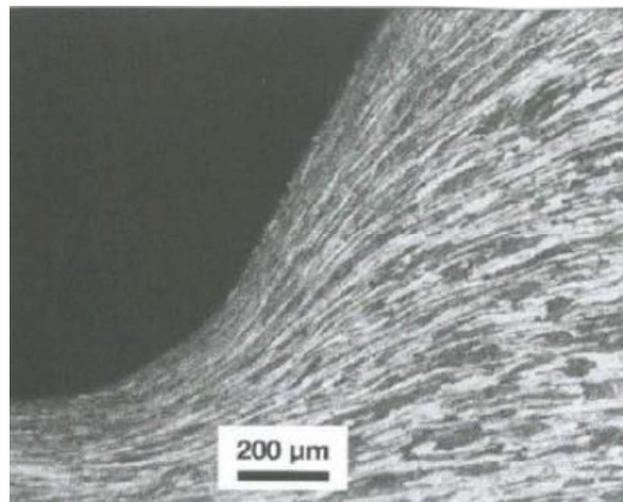


Figura 2-11 Seção longitudinal de uma rosca laminada. A deformação das fibras com grande redução do espaçamento junto à raiz é evidenciada. Fonte: COLPAERT (2008)

Caso seja de interesse promover uma extensa deformação a frio no material é indicado a realização de ciclos de deformação/recristalização estática. Nesses ciclos, após a deformação o material é aquecido em temperaturas próxima à temperatura de recristalização e a microestrutura é rearranjada tal que os grãos apresentam estrutura equiaxial, cujo tamanho irá depender do tempo de recristalização e do grau de deformação.(LOBATO, 2016; PADILHA e SICILIANO, 2005) Na conformação a quente a temperatura de trabalho do próprio processo de deformação promove a recristalização, sendo chamada de recristalização dinâmica pois ocorre concomitantemente à deformação.

A utilização de tratamentos térmicos em peças trabalhadas a frio altera não só as propriedades mecânicas, como também pode ter influência nas propriedades elétricas; Cunha *et al.* (2018) analisaram as alterações nas propriedades mecânicas e elétricas da liga Al-0,5%Fe-0,22%Zr

laminada a frio e tratada termicamente, observando que após a recristalização algumas amostras apresentaram queda da resistência mecânica, mas em contrapartida obtiveram elevação de condutividade térmica. Lobato (2016) observou que a recuperação estática realizada com um tratamento térmico de 280°C/1h em ligas laminadas a frio de Al-Cu-Fe-Si com dois teores de zircônio promoveu pequenos ganhos de condutividade em ambas as ligas.

2.4. OPERAÇÃO DE LAMINAÇÃO

O processo de laminação consiste em forçar a passagem do metal entre dois cilíndricos girando em sentidos opostos cuja distância entre eles é menor que a espessura da peça original. Existem várias disposições de cilindro, sendo a mais comum a disposição duo que é constituída por dois cilindros de mesmo diâmetro, com a mesma velocidade periférica, que estão posicionados um sobre o outro e possuem rotação inversa. Os cilindros de laminação podem ser lisos e produzir produtos planos como chapas e tiras ou possuir reentrâncias, também chamadas canelura e produzir produtos não planos como barras, cantoneiras e trilhos, conforme a Figura 2-12 (CHIAVERENI, 1986; HELMAN e CETLIN, 2012).

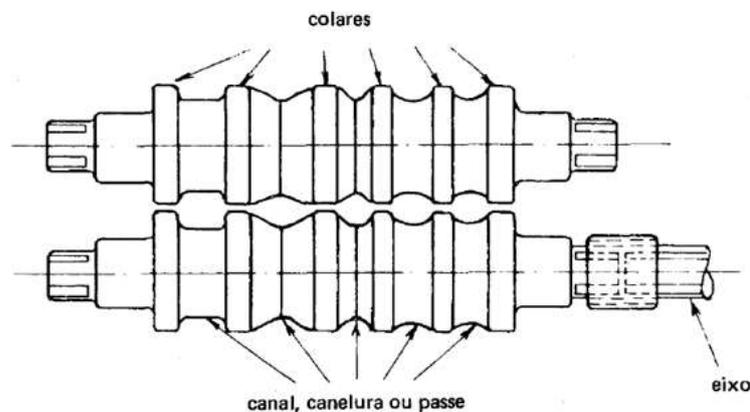


Figura 2-12 Ilustração de cilindro de laminação duo de produtos não planos. Fonte CHIAVERENI (1986)

O material durante a laminação dos planos está sob carregamento nas duas faces em contato com os rolos, enquanto que durante a laminação da barra está sob carga de compressão em toda superfície.

Muitos estudos foram realizados para determinar a evolução da microestrutura durante a deformação de metais; Choi; Lee; Hodgson (2002) compararam a microestrutura e as propriedades mecânicas de uma barra e uma placa aço laminadas revelando que as diferenças de trajetória de carga atribuídas pela laminação de chapas e laminação de barras influenciaram de

forma significativa as microestruturas e propriedades mecânicas, tal que as amostras laminadas em barra obtiveram uma maior resistência mecânica, mas menor alongamento em comparação com amostras laminadas em placas e que grãos mais equiaxiais foram obtidas na laminação de barras. Kwon; Im (2005) analisaram a homogeneização e o refinamento de microestrutura do aço 1010 laminado em barras, revelando que a temperatura foi o parâmetro de controle mais importante na obtenção de uma microestrutura refinada e homogênea Magalhães *et al.* (2016) estudaram os efeitos da laminação em chapas de liga AA6061 a partir de duas estratégias; trabalho em temperatura criogênica e uso de rolos assimétricos e observaram que em comparação a laminação convencional houve um refino microestrutural maior utilizando essas técnicas.

Difícilmente a redução da área desejada é alcançada em um único passe, sendo comum o material ser submetido a uma sequência de passes.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. PROCEDIMENTOS ADOTADOS

Será apresentado neste capítulo a metodologia para a obtenção da liga Al0,4%W, aferição dos parâmetros térmicos e realização dos ensaios utilizados. O fluxograma do procedimento experimental é apresentado na Figura 3-1.

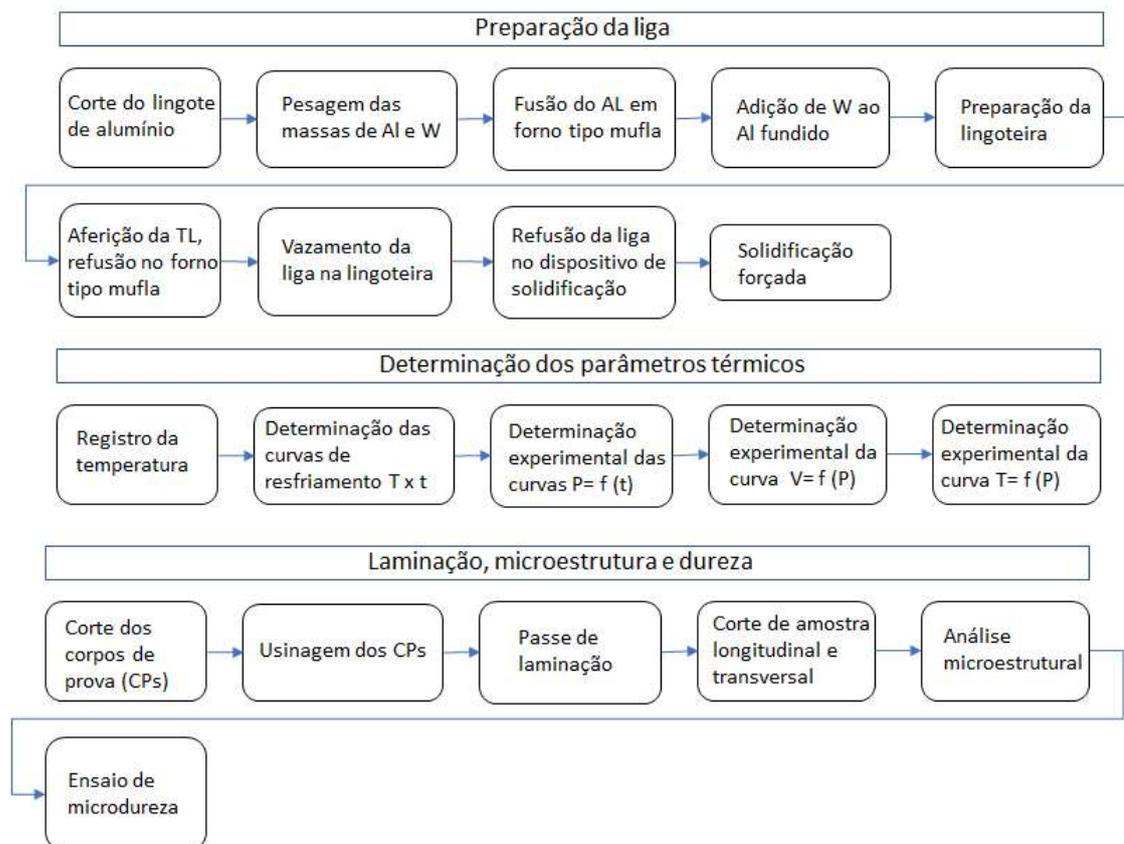


Figura 3-1: Fluxograma dos procedimentos adotados

3.2. FABRICAÇÃO DE LIGA

A liga fabricada é feita de alumínio comercialmente puro e tungstênio na proporção de 0,4% em peso. Inicialmente o alumínio foi disposto dentro de um cadinho revestido de alumina e fundido em um forno mufla da marca Elektro Therm, modelo Linn, com temperatura de trabalho de 1200 °C. Uma vez que o alumínio fundiu, o tungstênio foi acrescentado ao cadinho e este permaneceu no forno por quatro dias para favorecer o processo de difusão. A mistura do cadinho foi agitada algumas vezes com o auxílio de um bastão de aço inox, revestido com alumina, para promover a homogeneização da liga.

Após a fusão e homogeneização dos metais foi necessário aferir a temperatura *liquidus* (T_L). O processo de aferição ocorreu da seguinte forma: o cadinho foi retirado do forno, apoiado em uma caixa de areia, coberto por uma manta térmica de lã de rocha e um termopar tipo K, com isolamento mineral de diâmetro 1,5 mm da marca Ecil Temperatura Industrial, foi inserido no interior do metal líquido. Os dados foram obtidos pelo aquisitor de dados da National Instruments modelo Hi-speed USB Carrier, e o software de interpretação dos dados foi o LabView SignalExpress.

Obtida a temperatura *liquidus*, o cadinho foi recolocado no forno para a refusão e posterior vazamento na lingoteira.

O processo de solidificação ocorreu dentro de um forno de solidificação com controle de temperatura, utilizando uma lingoteira; dispositivo experimental projetado para retirar calor de forma unidirecional, ascendente que consiste em duas câmaras; uma refrigeradora (3) por onde a água circula resfriando a liga e outra onde o metal líquido é vazado (5), como mostrado na Figura 3-2. Neste sistema o resfriamento ocorre pelo contato do metal líquido com a chapa molde (4) que está sendo resfriado constantemente por água em circulação (1 e 2).

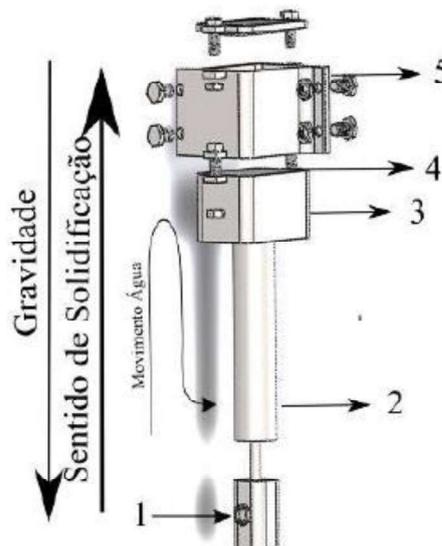


Figura 3-2 Aparato experimental utilizado na solidificação. Fonte: COUTINHO (2018)

A fim de garantir uma superfície lisa e um melhor contato entre o metal líquido e a lingoteira, a chapa molde por onde o metal troca calor foi lixada com lixas de granulometria 220, 400, 600, 800 e 1200 μ mesh. Além disso, as paredes laterais da câmara molde (5) foram revestidas de alumina a fim de promover isolamento e garantir um fluxo de calor predominantemente na direção vertical.

Na parede da lingoteira que fica em contato com o metal líquido foram inseridos 7 termopares do tipo K, posicionados em diferentes alturas (3,33mm, 6,78mm, 11,99mm, 14,83mm, 18,11mm,

24,25mm e 32,97mm) para obter a curva de resfriamento ao longo do lingote. Os dados foram captados e aferidos utilizando o mesmo software utilizado na aquisição da temperatura *liquidus*.

Para o experimento, a lingoteira foi posicionada dentro do forno de solidificação, e as conexões de entrada e saída de água foram acopladas. Antes do vazamento o cadinho foi apoiado em uma caixa de areia e gás argônio comprimido foi injetado com vazão igual à 4 L/min durante um minuto, esta etapa se fez necessário para retirar gases responsáveis pela formação de poros no lingote. A escória formada foi removida com auxílio de uma espátula de aço inox revestida por alumina. Após estas etapas a liga foi vertida na lingoteira.

O forno de solidificação possui controle de temperatura e permitiu elevar a temperatura à 10% acima da temperatura *liquidus*, para garantir total fusão a temperatura do forno foi mantida por uma hora. Após esse período o forno foi desligado e a queda de temperatura observada. Quando a temperatura atingiu 5% acima da temperatura *liquidus*, o fluxo de água foi acionado por uma bomba de água, de marca Schneider, com vazão constante de 7,1 m³/h, que fez a água circular garantindo a retirada de calor do metal líquido através da chapa/molde. O fluxo de água na câmara de resfriamento foi mantido até o lingote atingir temperaturas inferiores a 100 °C, para não haver risco de refusão da liga.

O registro da variação de temperatura feito pelos termopares permitiu traçar a curva de resfriamento em cada posição analisada, e a partir dessas curvas foi possível obter o tempo de passagem da isoterma *liquidus* (t_L) em cada posição de termopar por meio da intersecção de uma reta paralela ao eixo do tempo no valor da temperatura *liquidus* com as curvas de resfriamento (FILHO, 2013), conforme Figura 3-3.

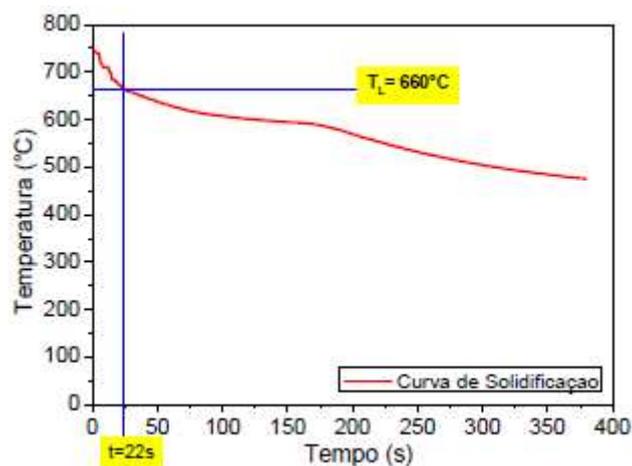


Figura 3-3 Curvas de resfriamento com esquemático para determinação dos tempos de passagem da isoterma liquidus. Fonte: LOBATO (2016)

Com os pares ordenados: posição do termopar e tempo foi determinada a curva de posição em função do tempo através de ajuste matemático pelo método dos mínimos quadrados, gerando

a função $P(t) = a \times t^b$. A partir da derivada da função posição foi possível determinar a velocidade da isoterma *liquidus* (V_L), tal que: $V_L = dP/dt$.

A taxa de resfriamento (\dot{T}) consiste na razão entre a diferença de temperatura exatamente antes e após a passagem da isoterma liquidus e o tempo decorrido entre a leitura das duas temperaturas. Para obter a curva de taxa de resfriamento da solidificação o processo foi realizado em cada posição do termopar e os pares ordenados plotados, tal que $\dot{T} = \Delta T / \Delta t$, conforme a Figura 3-4.

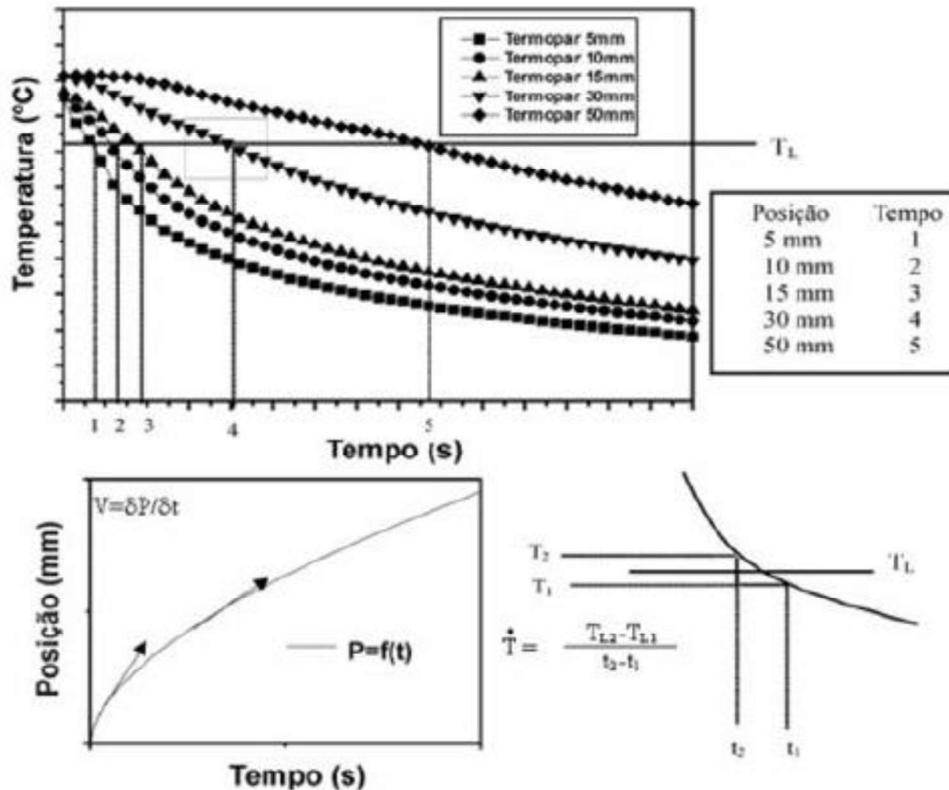


Figura 3-4 Esquema representativo para posição da isoterma liquidus e taxa de resfriamento.

Fonte: DANTAS (2014).

O gradiente térmico (G_L) foi obtido através da razão entre a taxa de resfriamento e a velocidade da isoterma liquidus para cada posição do termopar, tal que: $G_L = \dot{T} / V_L$ (DANTAS, 2014).

3.3. SEPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

O lingote fabricado foi dividido em quatro fatias; uma das fatias centrais foi utilizada para revelar a macroestrutura do lingote e realizar análise química da amostra e a outra fatia central foi utilizada para produzir os corpos de prova que foram laminados.

Os corpos de prova retirados para laminação foram identificados como corpo de prova um (CP1), corpo de prova dois (CP2) e corpo de prova três (CP3). A altura com relação à chapa/molde do centro de cada amostra é igual à 6,55mm, 33,76mm e 47,86mm respectivamente. Como o objetivo era laminar utilizando perfil redondo as amostras foram usinadas em cilindros de 7mm de diâmetro. O esquema ilustrativo dos corpos de prova é apresentado na Figura 3-5.

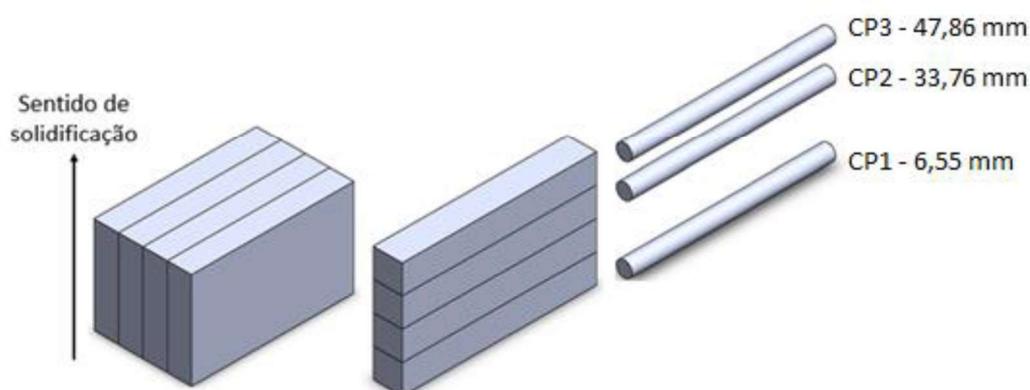


Figura 3-5 Esquema ilustrativo de separação dos corpos prova

Os cortes foram refrigerados e realizados com disco de corte de 0,8 mm de espessura.

3.4. LAMINAÇÃO

A laminação foi realizada em temperatura ambiente utilizando um Laminador Elétrico da marca Mascote, mostrado na Figura 3-6.

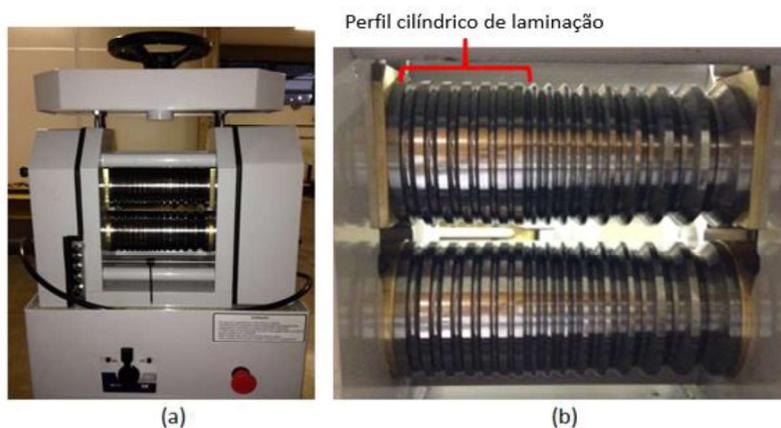


Figura 3-6 (a) Laminador (b) Rolo com perfil

As amostras foram deformadas em cinco passes de laminação através da passagem em cada um dos perfis de seção circular do laminador e entre um passe e outro, os rolos do laminador eram limpos com auxílio de papel toalha e lubrificadas com lubrificante da marca Whitelub, a limpeza era feita para evitar a deposição de resíduos no rolo que poderiam danificar o acabamento superficial dos fios. Foi tomado o cuidado para que as amostras fossem laminadas sempre no mesmo sentido a fim evitar tensão residual imposta por diferentes direções de tensão.

Após cada redução do fio, duas amostras foram retiradas: uma longitudinal e outra transversal à direção de laminação, conforme Figura 3-7, amostras do material antes da deformação também foram retiradas para fins de comparação com o efeito da laminação. Os cortes foram refrigerados e realizados com disco de corte de 0,8 mm de espessura.

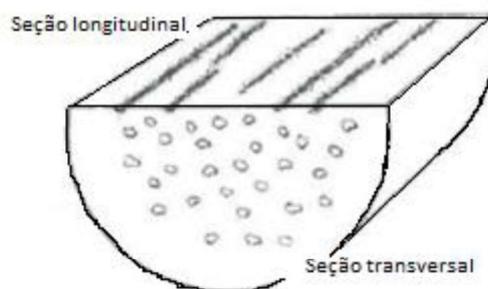


Figura 3-7 Seção longitudinal e Seção transversal da amostra laminada. Fonte: COLPAERT (2008). Adaptado

A espessura de cada corpo de prova foi medida antes e depois da laminação e a deformação foi calculada pela redução de área em cada passe conforme a Equação 3.1.

3.5. PROCESSOS METALOGRAFICOS

A preparação dos corpos de prova para a análise metalográfica foi realizada de acordo com a norma NBR 13284 (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 1995).

Para revelar a macroestrutura a superfície mais próxima do centro do lingote foi lixada utilizando lixas d'água de granulometria iguais à 220, 400, 600, 800, 1200 e 2500 μ mesh, atacada com o reagente químico Flick (10 ml HF, 15ml HCl e 10ml de H_2O) durante 30 segundos e depois lavada em água corrente.

As amostras laminadas foram embutidas a frio com resina acrílica, lixadas com uma sequência de lixas d'água de granulometria 220,400,600,800,1200 e 2500 mesh e polidas em uma Politriz rotativa Pantec Polipan-U com um pano umedecidos de solução de alumina de 0,5 μ m.

Após a superfície das amostras terem sido polidas, elas foram atacadas quimicamente com o ataque nº 12 (50ml de Reagente Polton, 25ml HNO₃, 40ml de solução de 3g de ácido crômico em 10ml de H₂O), indicado pelo ASM Handbook Vol. 9 para revelar grãos em ligas de alumínio. Por fim as amostras foram analisadas em microscópio confocal Olympus.

Três amostras correspondentes às alturas de cada corpo de prova foram cortadas, lixadas na lixa 220, 400 µmesh, limpas no banho de ultrassom e levadas para a análise de EDX no laboratório de análise química do Instituto de Química da Universidade de Brasília.

3.6. ENSAIO DE DUREZA

O ensaio de microdureza Vickers pode ser utilizado em materiais metálicos de qualquer dureza; consiste na aplicação de uma carga superficial utilizando um penetrador em formato de pirâmide que produz uma impressão na superfície e é indicado para corpos de prova pequenos. A relação entre a impressão produzida e a carga aplicada é que determina a dureza. O ensaio exige que as amostras sejam preparadas por processo metalográfico, em vista da pequena carga que é aplicada nesse tipo de ensaio (SOUZA, 1982)

O ensaio de microdureza foi realizado nas amostras dos corpos de prova e no alumínio puro utilizado para fabricar a liga, utilizando o microdurômetro da EmcoTest modelo DuraScan 20. Foi utilizada uma carga de 50gf durante 15s assim como Carvalho (2019) e Oliveira (2009).

O registro da orientação dos grãos da estrutura bruta de fusão não foi realizado quando os corpos de prova foram usinados, o que implicou em não saber a orientação do sentido de solidificação no processo de laminação e como conhecido o próprio processo de solidificação impõe anisotropia no material.

Logo, pode ter ocorrido de os grãos cortados pela seção longitudinal estarem orientados de formas diferentes entre os corpos de prova. Portanto a fim de desconsiderar esse fato a dureza foi medida na seção transversal do corpo de prova de forma que o sentido de solidificação fosse irrelevante, desde que as medições tenham sido realizadas de forma aleatória.

Esse fato é mais relevante para as amostras brutas de fusão pois conforme os grãos foram laminados eles foram direcionados no sentido da laminação.

Nove medidas bem distribuídas foram feitas na amostra, e o resultado foi a média das medidas e o grau de dispersão em relação à média foi calculado pela função de desvio padrão.

A dureza da seção longitudinal das amostras também foi avaliada para indicar a anisotropia das amostras pelo processo de laminação.

Com exceção da análise de EDX, todos os procedimentos foram realizados no prédio SG9 da Universidade de Brasília.

4. RESULTADOS E DISCURSSÕES

4.1. ANÁLISE QUÍMICA

A Tabela 4:1 representa de forma quantitativa a composição química da liga em três diferentes alturas com relação à chapa molde, sendo estas posições referentes ao centro de cada corpo de prova analisado no trabalho. Os resultados são referentes ao ensaio de espectroscopia de raios-x por dispersão de energia (EDX) e estão em porcentagem de peso dos três elementos em maior quantidade na liga.

Tabela 4:1 Composição química dos três corpos de prova analisados no trabalho

Posição (mm)	Elementos de liga (%p)		
	Alumínio	Tungstênio	Ferro
47,86	99,040	0,175	0,347
33,76	98,764	0,257	0,382
6,55	98,970	0,182	0,463

4.2. CURVA DE RESFRIAMENTO

As curvas de resfriamento foram obtidas para a posição dos sete termopares e através dos dados coletados foram determinados experimentalmente os tempos locais de solidificação (t_L), as equações que regem a velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L), a taxa de resfriamento (\dot{T}) e o gradiente térmico (G_L). A Figura 4-1 apresenta as curvas de solidificação obtidas no experimento.

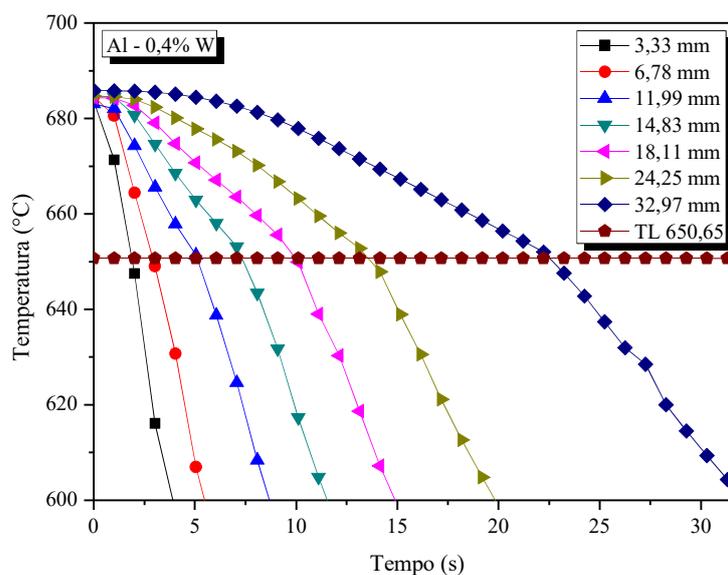


Figura 4-1 Curvas de resfriamento experimental da liga Al 0,4% W.

Na Figura 4-1 observa-se que a temperatura *liquidus* da liga foi igual à 650,65 °C. Apesar de ser uma temperatura inferior à temperatura de fusão do tungstênio, os resultados dos ensaios químicos de EDX revelaram uma distribuição do elemento de liga ao longo do lingote indicando então, que houve fusão da liga através do processo de difusão do tungstênio no banho de alumínio líquido. Outros trabalhos concluíram que é possível fabricar ligas de materiais refratários através de difusão em temperaturas baixas. Coutinho (2018) obteve uma liga Al 0,4% Nb a uma temperatura de fusão igual à 651,7 °C e Sousa (2019) obteve uma liga Al-5%Cu-0,4%-Nb e Al-8%Cu-0,4%Nb com temperaturas de fusão iguais à 629,91°C e 625,40°C, respectivamente.

Os pares ordenados (P, t) obtidos a partir do procedimento relatado na seção **Erro! Fonte de referência não encontrada**. encontram-se relacionados na Tabela 4:2.

Tabela 4:2 Tempos locais de solidificação e suas posições

Posição (mm)	3,33	6,78	11,99	14,83	18,11	24,25	32,97
Tempo (s)	1,89	2,92	5,11	7,33	9,97	13,56	22,54

Os dados da Tabela 4:2 foram plotados e a partir desses pontos foi gerada a curva experimental da posição da isoterma liquidus com relação à interface metal/molde nos respectivos tempos locais de solidificação, como mostrado na Figura 4-2.

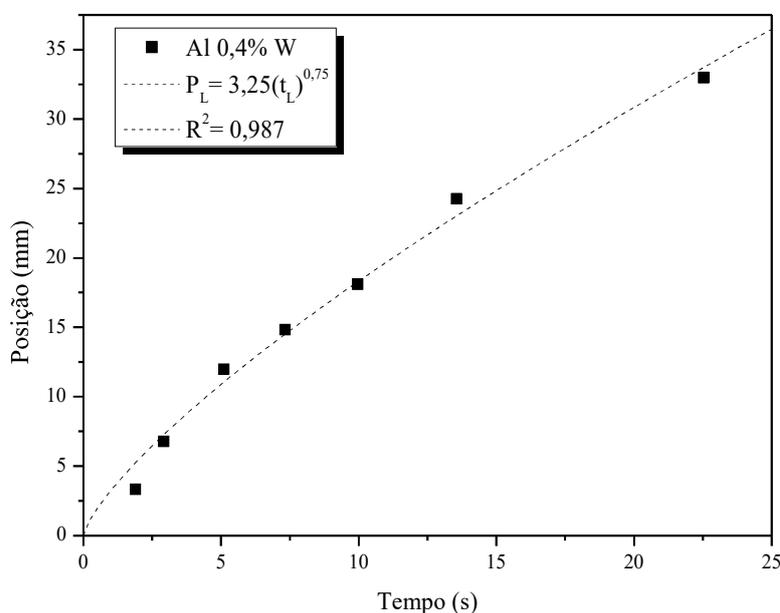


Figura 4-2 Posição da isoterma liquidus da liga Al 0,4% W durante a solidificação

O gráfico da Figura 4-2 evidencia uma variação no tempo da temperatura *liquidus* ao longo do lingote, caracterizando um perfil transiente de solidificação.

4.3. VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO E TAXA DE RESFRIAMENTO

Através da derivada da curva que descreve a passagem da isoterma *liquidus* apresentada na Figura 4-2, é possível obter as velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus*, conforme mostrado na Figura 4-3.

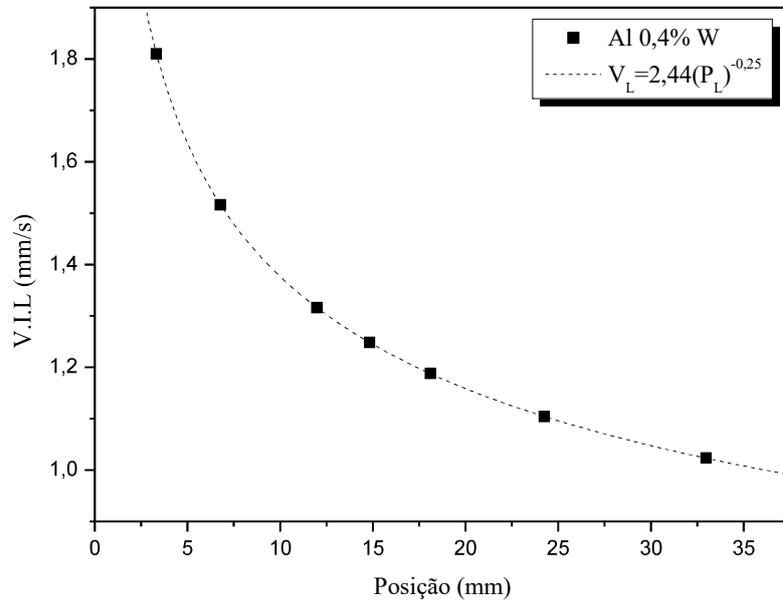


Figura 4-3 Velocidade de deslocamento da isoterma liquidus da liga Al 0,4% W durante a solidificação

A Figura 4-4 representa a taxa de resfriamento experimental obtida pelo módulo da razão entre os intervalos de temperatura e tempo obtidos antes e após a passagem da isoterma *liquidus* para cada termopar, como descrito na seção 3.2

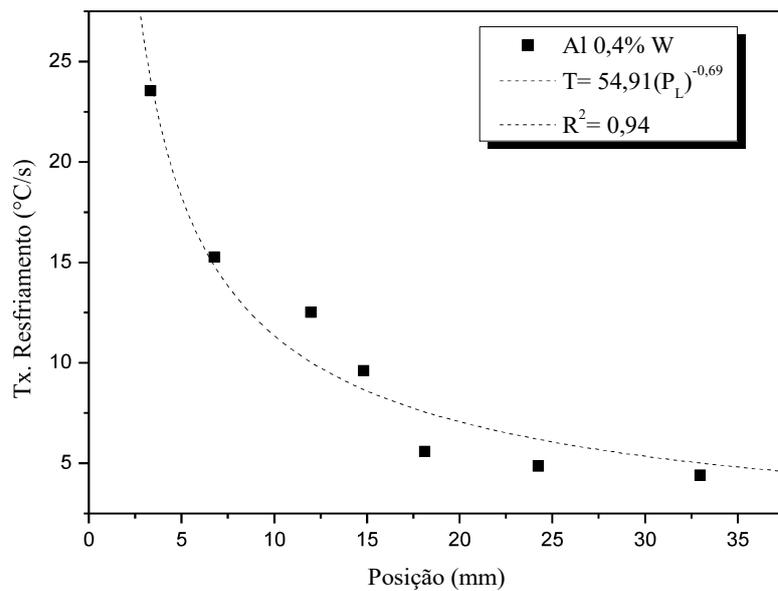


Figura 4-4 Taxa de resfriamento da liga Al 0,4% W durante a solidificação

De acordo com GARCIA (2007), a velocidade de solidificação assume valores relativamente elevados no início do processo e diminui gradativamente em função da resistência térmica da crescente camada solidificada. Ao analisar a Figura 4-3 e a Figura 4-4 pode-se observar que conforme o esperado, a velocidade e a taxa de resfriamento são menores para posições mais afastadas da interface da chapa/molde.

4.4. CARACTERIZAÇÃO MACROESTRUTURAL

A Figura 4-5 revela a macroestrutura bruta de fusão composta por uma morfologia quase que exclusivamente colunar, na direção de extração de calor.



Figura 4-5 Macroestrutura bruta de fusão da liga Al0,4%W fabricada

É possível notar que ao longo do comprimento os grãos colunares também aumentam de diâmetros. De acordo com Reed-Hill (1982) isso se dá principalmente em decorrência da eliminação dos cristais orientados menos favoravelmente. Apesar da estrutura se apresentar quase que exclusivamente colunar é possível observar uma fina camada de zona coquilhada. Uma possível justificativa para que sua fração volumétrica tenha sido tão pequena é que o gradiente entre a temperatura de vazamento e a temperatura do molde tenha sido tão alto que somente uma camada fina de líquido conseguiu atingir temperaturas abaixo da temperatura de nucleação (GARCIA, 2007). Observa-se também a existência de um pequeno desvio de inclinação no perfil colunar, tal fenômeno pode ter ocorrido devido a uma não homogeneidade na extração de calor ao longo da superfície do molde ou da chapa/molde.

4.5. DEFORMAÇÃO

A liga de alumínio foi laminada em um total de cinco passes, obtendo-se uma redução em área de aproximadamente 79%, sendo o diâmetro inicial de 7 mm e o diâmetro final de 3,2 mm. A taxa de redução alcançada conforme o processo de laminação foi realizado está mostrada na Tabela 4.3.

Tabela 4:3 Redução de área em cada passe de laminação

Número de passes	Taxa de deformação (%)
1	19,77
2	36,30
3	50,57
4	65,78
5	78,67

4.6. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A Figura 4-6 correlaciona a microestrutura do estado bruto de fusão com as taxas de resfriamento, evidenciado que menores taxas favorecem o crescimento da microestrutura. O corpo de prova 1, retirado à 6,33mm com relação a chapa molde, resfriou a uma taxa de 15 °C/s, o corpo de prova 2 relativo a posição 33,76mm resfriou à 4,48 °C/s e o corpo de prova da posição 47,86 resfriou a 3,8 °C.

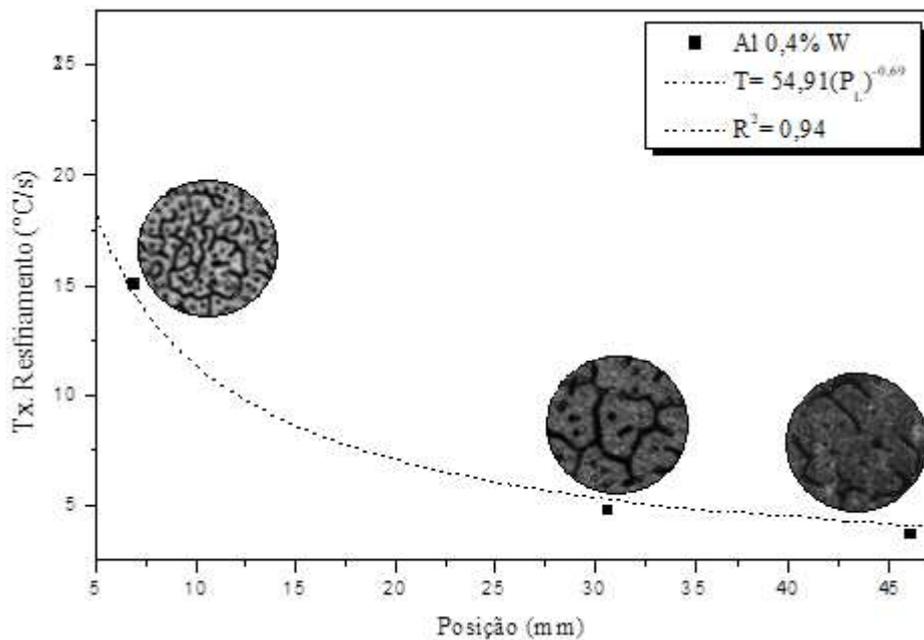


Figura 4-6 Correlação da taxa de resfriamento com a microestrutura bruta de fusão, aumento de 100 X.

A caracterização microestrutural das ligas foi realizada nas amostras que foram cortadas e usinadas antes do processo de laminação e após cada passe de redução como mostram a Figura 4-7, a Figura 4-8 e a Figura 4-9. A análise da microestrutura foi realizada na seção longitudinal pois os efeitos da deformação eram mais evidentes nesta do que na seção transversal.

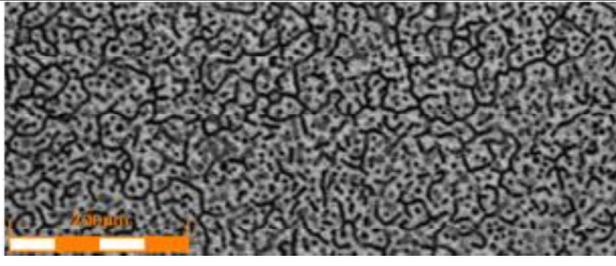
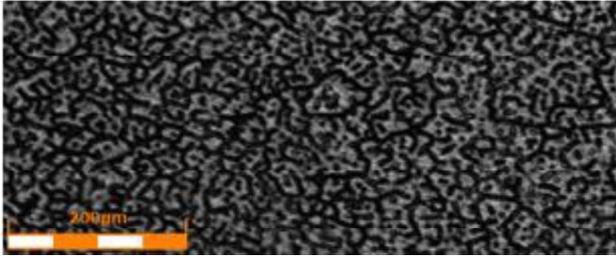
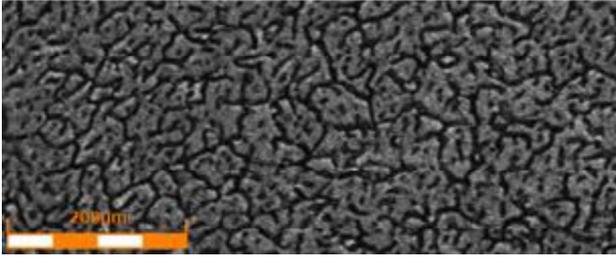
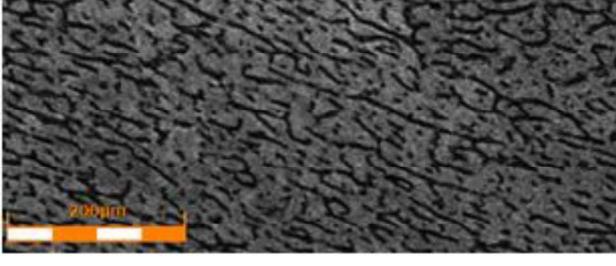
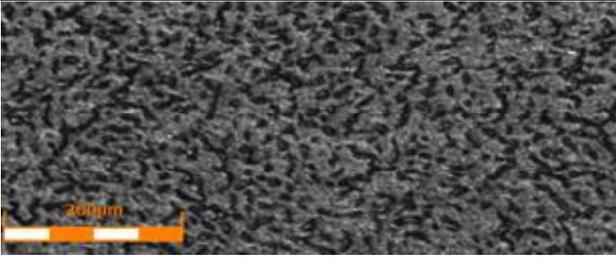
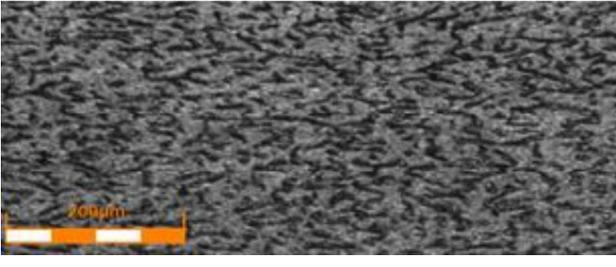
	<p>CP1 – 6,55 mm Sem deformação Aumento de 100 X</p>
	<p>CP1 – 6,55 mm 19,77% de deformação Aumento de 100 X</p>
	<p>CP1 – 6,55 mm 36,30% de deformação Aumento de 100 X</p>
	<p>CP1 – 6,55 mm 50,57% de deformação Aumento de 100 X</p>
	<p>CP1 – 6,55 mm 65,78% de deformação Aumento de 100 X</p>
	<p>CP1 – 6,55 mm 78,67% de deformação Aumento de 100 X</p>

Figura 4-7 Microestrutura do corpo de prova 1, retirado da altura 6,55mm com relação à chapa molde, antes e durante cada um dos passes de laminação, ampliação de 100 X

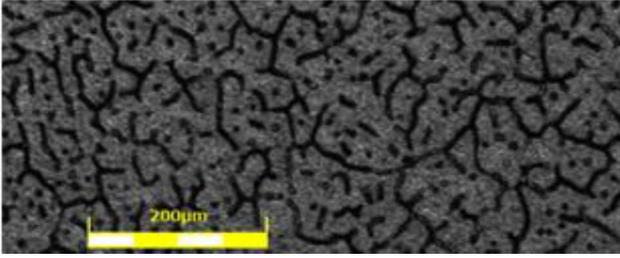
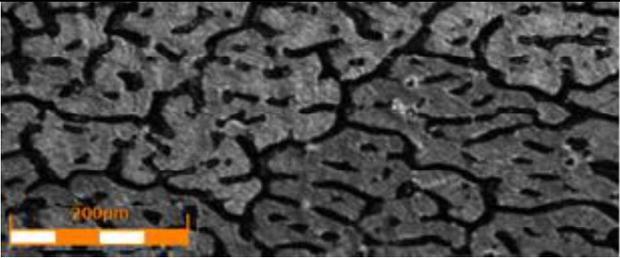
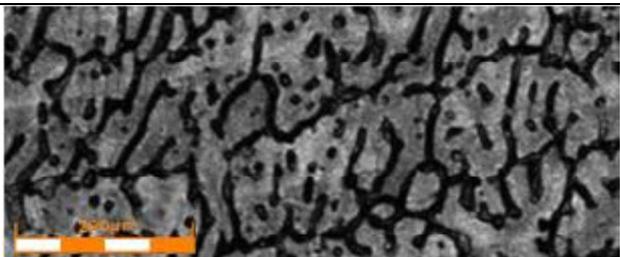
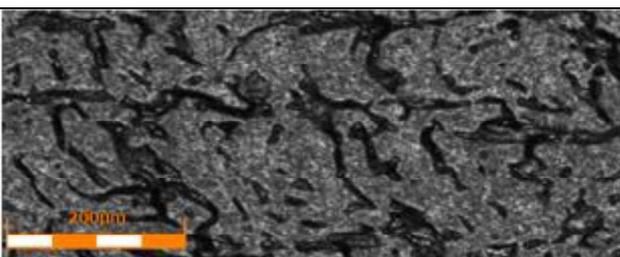
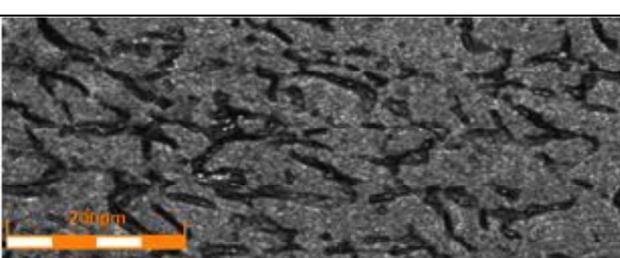
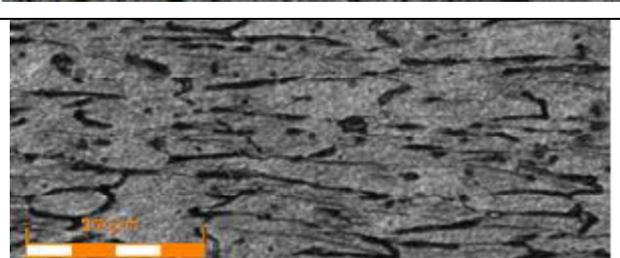
	<p>CP2 - 33,76 mm Sem deformação Aumento de 100 X</p> <p>Direção longitudinal →</p>
	<p>CP2 - 33,76 mm 19,77% de deformação Aumento de 100 X</p> <p>Direção longitudinal →</p>
	<p>CP2 - 33,76 mm 36,30% de deformação Aumento de 100 X</p> <p>Direção longitudinal →</p>
	<p>CP2 - 33,76 mm 50,57% de deformação Aumento de 100 X</p> <p>Direção longitudinal →</p>
	<p>CP2 - 33,76 mm 65,78% de deformação Aumento de 100 X</p> <p>Direção longitudinal →</p>
	<p>CP2 - 33,76 mm 78,67% de deformação Aumento de 100 X</p> <p>Direção longitudinal →</p>

Figura 4-8 Microestrutura do corpo de prova 2, retirado da altura 33,76 mm com relação à chapa molde, antes e durante cada um dos passes de laminação, ampliação de 100 X.

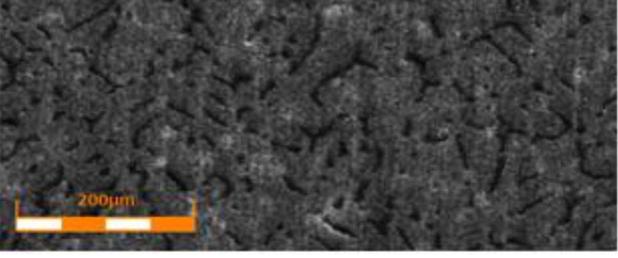
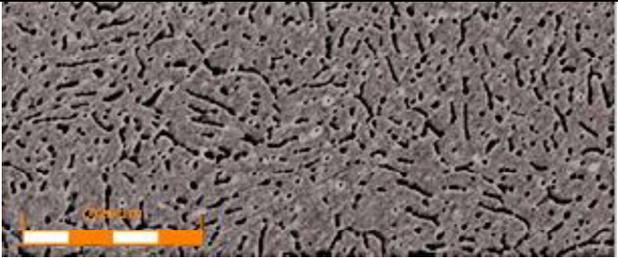
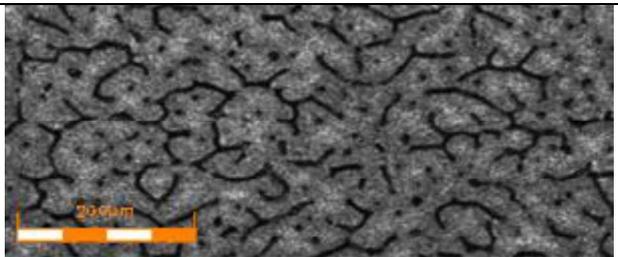
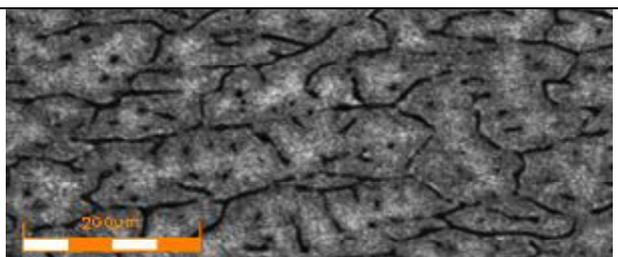
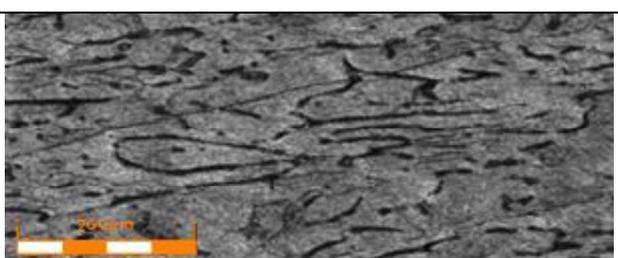
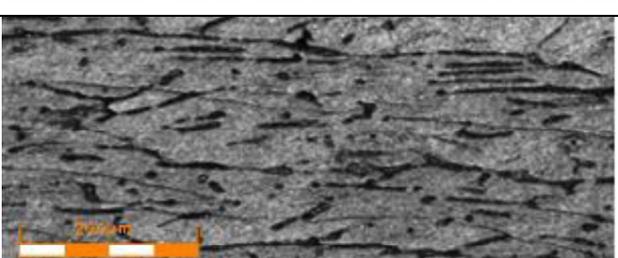
	<p>CP3 - 47,86 mm Sem deformação Aumento de 100 X</p> <p>Direção longitudinal →</p>
	<p>CP3 - 47,86 mm 19,77% de deformação Aumento de 100 X</p> <p>Direção longitudinal →</p>
	<p>CP3 - 47,86 mm 36,30% de deformação Aumento de 100 X</p> <p>Direção longitudinal →</p>
	<p>CP3 - 47,86 mm 50,57% de deformação Aumento de 100 X</p> <p>Direção longitudinal →</p>
	<p>CP3 - 47,86 mm 65,78% de deformação Aumento de 100 X</p> <p>Direção longitudinal →</p>
	<p>CP3 - 47,86 mm 78,67% de deformação Aumento de 100 X</p> <p>Direção longitudinal →</p>

Figura 4-9 Microestrutura do corpo de prova 3, retirado da altura 47,86 mm com relação à chapa molde, antes e durante cada um dos passes de laminação, ampliação de 100 X.

A solução ácida utilizada no trabalho tinha a finalidade de revelar a presença de grãos, que estão caracterizados pelo contorno mais escuro nas imagens.

A microestrutura dos corpos de prova antes da laminação cresce conforme a distância da chapa molde aumenta em virtude da diminuição da taxa de resfriamento como elucidado na Figura 4-6. Conforme os corpos de prova foram laminados as microestruturas tiveram comportamento semelhantes, antes da deformação os grãos possuíam a mesma dimensão em todas as direções, e conforme foram laminados os grãos se tornaram gradualmente alongados ao longo da direção longitudinal. Vale ressaltar que a microestrutura da região central da amostra exige altas deformações para refletir mudança na sua estrutura, em virtude de que a deformação é um processo superficial que afeta de forma mais acentuada a camada mais externa do corpo de prova isso é refletido pelas Figuras 4.7, 4.8 e 4.9 que demonstram uma orientação apenas a partir do terceiro passe de laminação.

4.7. MICRO DUREZA

A micro dureza do alumínio puro utilizado para fazer a liga do presente trabalho apresentou dureza igual à $28 \pm 0,84$ HV.

A microdureza de cada corpo de prova no estado bruto de fusão é apresentada na Tabela 4:4

Tabela 4:4 Microdureza da estrutura bruta de fusão de cada corpo de prova.

	CP1 – 6,55mm	CP2 – 33,76mm	CP3 – 47,86 mm
Microdureza (HV)	$28,45 \pm 1,25$	$30,2 \pm 2,45$	$27,74 \pm 1,09$

As amostras retiradas de diferentes alturas do lingote apresentaram valores de microdureza levemente maiores que o valor encontrado para o alumínio puro, levando a acreditar que o tungstênio eleva a dureza da liga de alumínio.

Segundo Reed-Hill (1982), se as discordâncias não são formadas por geradores de discordâncias, então elas devem ser criadas por um processo de nucleação que pode ser homogênea ou heterogênea. No caso de nucleação heterogênea significa que as discordâncias se formam com a ajuda de defeitos presentes no cristal, como por exemplo átomo de soluto. Justificando, assim a influência do tungstênio como elemento favorável ao surgimento de discordâncias heterogêneas no material que elevam sua dureza.

É possível inferir que houve efeito de macrosegregação na liga com base nas concentrações de tungstênio apontadas no ensaio de EDX que indicou uma concentração maior na altura do corpo de prova dois (CP2) e com base na dureza dessa amostra que se mostrou maior do que nos outros corpos de prova. O fato da concentração no corpo de prova mais distante da chapa/molde

(CP3) não apresentar concentração maior de tungstênio pode estar associado ao efeito da elevada densidade do tungstênio quando compara a densidade do alumínio que pode ter minimizado a macrosegregação.

A Figura 4-10 apresenta a influência da taxa de deformação na dureza dos corpos de prova, apontando outro aspecto de aumento de dureza de uma liga: encruamento.

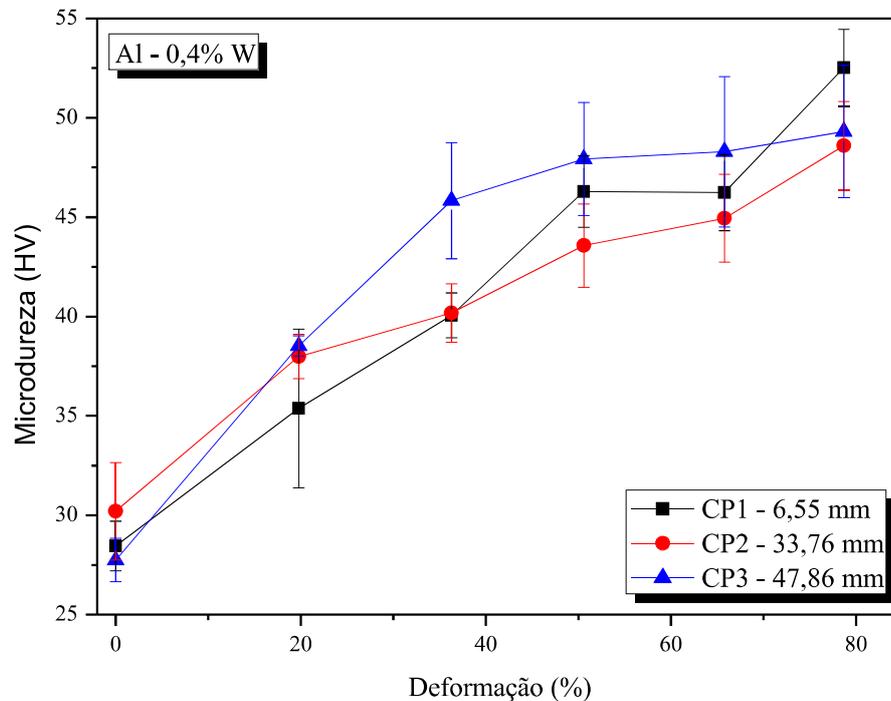


Figura 4-10 Evolução da dureza com passe de laminação

Através da inclinação das curvas de endurecimento, observa-se que os três corpos de prova respondem ao aumento das taxas de deformação com elevação na dureza, o que corrobora com a teoria de que a densidade de discordâncias cresce conforme o material é deformado.

Dieter (1981) fala que a energia armazenada associada a geração e à interação das discordâncias durante o trabalho a frio aumenta com a deformação até um certo limite que corresponde a um valor de saturação. Isso justificaria o fato o CP3 apresentar valores de dureza semelhantes após o terceiro passe de laminação.

É possível observar que dos três corpos de prova analisados, o corpo de prova com a microestrutura mais refinada (CP1) foi o que respondeu melhor ao trabalho a frio como mecanismos de elevação de dureza, apresentando taxa crescente de elevação e a maior dureza ao final do processo para o mesmo nível de deformação, quando comparado aos outros corpos de prova. Isto ocorre, pois, em uma estrutura mais refinada a quantidade de contorno de grão é maior e essa a fronteira entre grãos dificulta a movimentação das discordâncias.

Em termos quantitativos o processo de laminação promoveu aumento de 54% da dureza no corpo de prova um, 62% da dureza no corpo de prova dois e 56% de dureza no corpo de prova três para redução de área de 78%.

Uma vez que a dureza do material aumentou, pode-se inferir que houve encruamento da peça e consequente elevação das resistências trativas, com base no trabalho de Tiryakioglu *et al* (2015).

O processo de laminação orienta a direção dos grãos no sentido da laminação de tal forma que impõe anisotropia no material. Tal relação é ilustrada nas Figuras 4.11, 4.12 e 4.13 que demonstram a diferença entre a dureza longitudinal à direção laminação e a dureza transversal à direção de laminação.

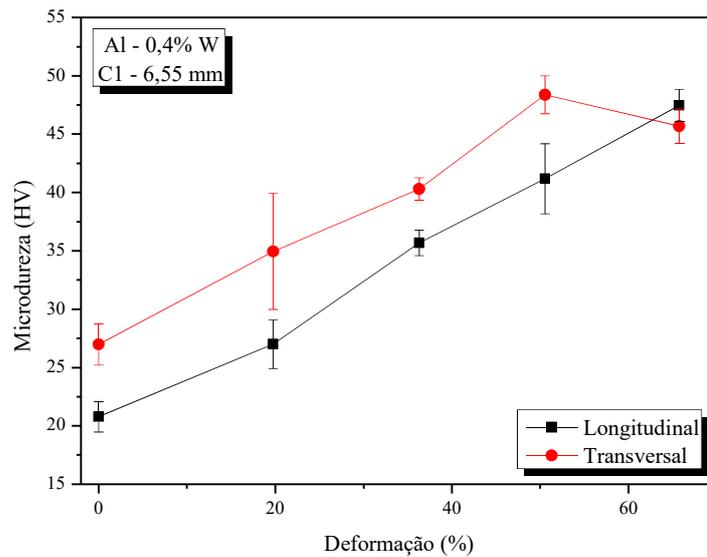


Figura 4-11 Comparação da micro dureza longitudinal e transversal do corpo de prova a C1- 6,55 mm

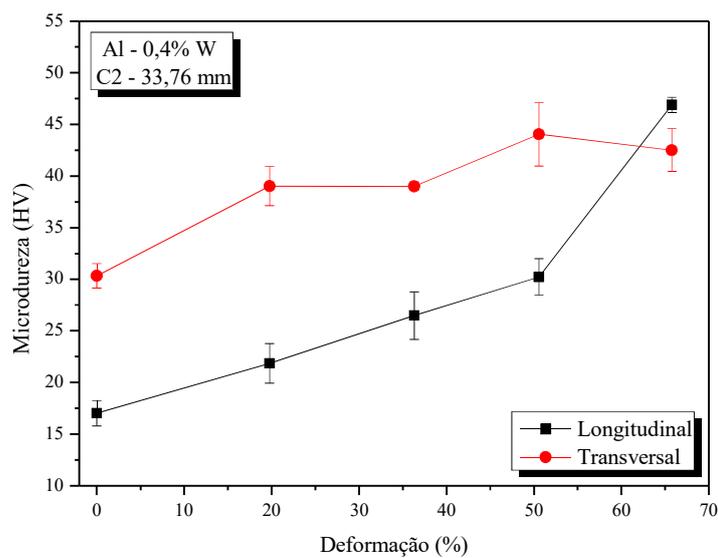


Figura 4-12 Comparação da micro dureza longitudinal e transversal do corpo de prova a C2- 33,76 mm

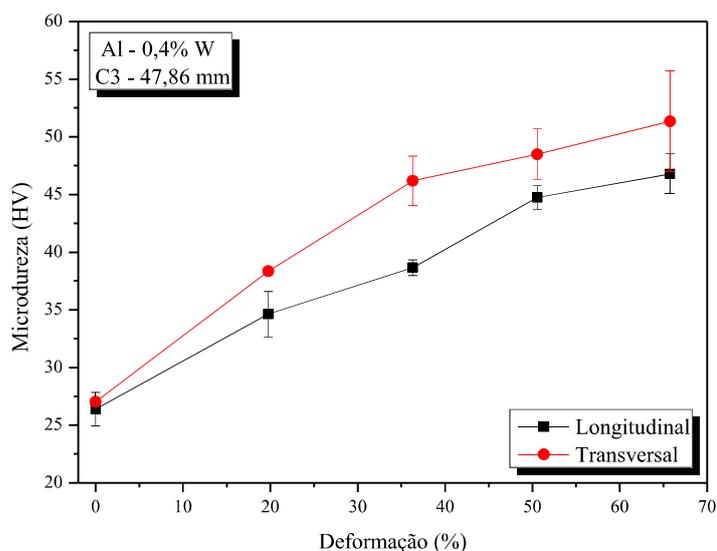


Figura 4-13 Comparação da micro dureza longitudinal e transversal do corpo de prova a C3-47,86 mm

É observado que a dureza transversal à direção de laminação é superior à dureza na direção paralela à deformação, o que corrobora com a literatura uma vez que com os grãos alongados apresentam quantidades maiores de fronteiras de grão na direção transversal à laminação.

Em termos quantitativos o corpo de prova um (CP1) apresentou aproximadamente 30% de diferença, o corpo de prova dois (CP2) 78% e o corpo de prova três (CP3) 19% de diferença entre a dureza longitudinal e transversal.

Ao analisar a variação de dureza imposta pela laminação pode-se concluir que o corpo de prova dois, distante 30,76 mm da chapa molde teve o maior aumento de dureza percentual e apresentou a maior diferença percentual entre sua dureza longitudinal e transversal. Isto ocorreu, pois, uma vez que os grãos estavam mais alongados na direção longitudinal a anisotropia da amostra era maior. O fato dessa amostra se comportar de forma diferente do comportamento das outras amostras pode estar associado à maior presença de tungstênio nessa altura apontado pelo EDX

5. CONCLUSÃO

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

- Conforme esperado, os valores obtidos experimentalmente para V_L e \dot{T} diminuem com o avanço da isoterma *liquidus*, com isso, conclui-se que quanto mais afastado da chapa/molde os parâmetros experimentais diminuem. Os mesmos são descritos pelas leis obtidas experimentalmente $V_L = 2,44(P_L)^{-0,25}$ e $\dot{T} = 54,91(P_L)^{-0,6}$
- De acordo com a literatura, foi verificado que taxas de resfriamento mais elevadas produziram microestruturas mais refinadas.
- A liga fabricada não rompeu e nem apresentou defeitos macroscópicos se mostrando dúctil, além de ter apresentado um bom acabamento superficial durante o processo de laminação.
- As amostras retiradas de diferentes alturas do lingote apresentaram valores de microdureza levemente maiores que o valor encontrado para o alumínio puro, levando a acreditar que o tungstênio eleva a dureza da liga de alumínio, porém em uma fração tão pequena que não apresenta vantagem para a dureza do alumínio no estado bruto de fusão, em relação a outros elementos de liga.
- O trabalho a frio se mostrou um mecanismo eficiente de elevação de dureza, promovendo aumento de 54% da dureza no corpo de prova um, 62% da dureza no corpo de prova dois e 56% de dureza no corpo de prova três para redução de área de 78%.
- O corpo de prova com maior concentração de tungstênio apresentou maior sensibilidade ao trabalho a frio demonstrando maior aumento percentual de dureza, inferindo que a adição de tungstênio influencia a movimentação das discordâncias.
- É inferido um aumento das resistências trativas do material conforme é laminado em virtude do aumento da dureza e a associação dessas duas propriedades.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL. Associação Brasileira do Alumínio. Disponível em: < <http://abal.org.br/aplicacoes/automotivo-e-transportes/> >. Acesso em 15 jul. 2019

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 13284:Preparação de corpos-de-prova para análise metalográfica – Procedimento, 1995

ASM vol. 2 . ASM Metals Handbook Voume 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. [s.l:s.n].

ASM vol. 9 . ASM Metals Handbook Voume 9: Metallography and Microstructures. [s.l:s.n].

CALÇADA, M. V. Avaliação mecânica e microestrutural da liga de alumínio AA3104 empregada na indústria de fabricação de latas laminadas à frio com e sem interpasses.Tese, Universidade Estadual Paulista. São Paulo,2018

CALLISTER, Jr., W.D; RETHWISCH, D. G. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. 9ª edição. Rio de Janeiro: LTC Editora, 2016.

CAMPOS JUNIOR, A. A. Parâmetros Térmicos de Solidificação, Microestrutura e Propriedades em Tração de Liga Ternária Al-Sn-Cu. Tese. Universidade Estadual de Campinas. Campinas,2017.

CARVALHO, D. M. Caracterização Microestrutural e Mecânica de Ligas Diluídas de Alumínio Tungstênio Produzidas por Solidificação Unidirecional Ascendente em Regime Transiente de Calor. Dissertação, Universidade de Brasília, Brasília, 2019.

COLPAERT, H. Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. 4 ed. São Paulo, Editora Blucher, 2008.

CHIAVERINI, V. Tecnologia Mecânica Processos de Fabricação e Tratamento Volume II. 2 ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986.

CHOI, S.; LEE, Y. HODGSON, P.D. A comparative study of microstructures and mechanical properties obtained by bar and plates rolling. Journal of Materials Processing Technology v.124 p.329-336, 2002.

COUTINHO, M. M. Correlação entre as Propriedades Mecânicas e Microestruturais da Liga Al0,4%Nb em Diferentes Condições de Solidificação. Dissertação, Universidade de Brasília, Brasília, 2018.

CUNHA *et al.* Influência do tratamento térmico nas propriedades elétricas e mecânicas de uma liga Al-Fe-Zr. *Tecnol. Metal. Miner. São Paulo*, v. 15, n.2, p. 151-158, abr./jun. 2018.

DANTAS, P. P. Caracterização de Ligas Hipereutéticas de Al-Ni Solidificadas Unidirecionalmente. Tese. Universidade de Brasília. Brasília, 2014.

DIAS FILHO, J. M. *et al.* Influência das Variáveis Térmicas Sobre os Espaçamentos Dendríticos Terciários durante a Solidificação Direcional Horizontal da Liga Al-6%Cu. *Matéria (Rio J.)*, Rio de Janeiro, v. 20, n. 1, p. 47-63, Mar. 2015

DIETER, G.E: *Metalurgia Mecânica*. 2 ed, Editora Guanabara Dois, 1981.

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

GARCIA, L. R. *Microestrutura de Solidificação e Propriedades Mecânicas de Ligas Sn-Zn para soldagem e Recobrimento de Superfícies*. Tese. Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 2008.

GOMES, L. G. *Microestrutura Dendrítica, Macrossegregação e Microporosidade na Solidificação de Ligas Ternárias Al-Si-Cu*. Tese. Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2012.

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

HELMAN, H; CETLIN, P. R. *Fundamentos da conformação- Mecânica dos metais*. 2. ed. São Paulo. Artliber Editora Ltda, 2012.

KWON, H.C.; IM, Y.T. Process design for refinement and homogenization of microstructure in bar rolling. *Journal of Materials Processing Technology* v.167. p.273-282, 2005.

LOBATO, M.Q. *Avaliação da Influência da Adição de Teores de Zr na Termoresistividade da Liga Al-0,05%Cu-[0,35-0,45]%Fe-0,3%Si, Solidificada em Molde Unidirecional Horizontal*. Dissertação. Universidade Federal do Pará, 2016.

MAGALHÃES et al. Estudo comparativo entre laminação convencional e laminação assimétrica da liga AA6061: Efeitos na Microestrutura e Propriedades Mecânicas. 22º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Natal, 2016.

MAMAGHANI K.R.; KAZEMINEZHAD M. The Effect of Direct- and Cross-rolling on Mechanical Properties and Microstructures of Severely Deformed Aluminum. Journal of Materials Engineering and Performance, v.23, 2014.

MOUTINHO, A. M. Influência da convecção termossolutal na transição colunar-equiaxial de ligas Al-Si sob condições unidirecionais e transitórias de extração de calor. Tese. Universidade Federal do Pará. Belém, 2011.

NASCIMENTO, M. S. *et al.* Correlação entre variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e resistência mecânica da liga Al-10%Si-2%Cu. Revista Materia. v.22, n.01, 2017

OLIVEIRA, J. C. P. T. Evolução da microestrutura e da textura durante a laminação a frio e a recristalização de alumínio com diferentes níveis de pureza. Tese. Universidade de São Paulo. São Paulo, 2009.

PADILHA, A. F.; SICILIANO F. J.; Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grao e Textura. 3ed. São Paulo: ABM, 2005.

RAVIKUMAR, K. et al. “Characterization of Mechanical Properties of Aluminum/Tungsten carbides composites”, Elsevier 2017.

REED-HILL, R.E. Princípios de Metalurgia Física, Ed. Guanabara Dois, 2a. edição, 1982

ROCHA, O. F. L. Análise Terórico-Experimental da Transição Celular/Dendrítica e da Evolução da Morfologia Dendrítica na Solidificação Unidirecional em Condição de Fluxo de Calor Transitório. Tese. Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2003.

ROSA, D.M. Estruturas Celulares, Transição Celular/ Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória. Tese. Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2007.

SOUSA, T. P. Evolução da Microestrutura Bruta de Fusão de Ligas Al-Cu-Nb Solidificadas Unidirecionalmente. Dissertação, Universidade de Brasília, Brasília, 2019.

SOUZA, S. A. Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos teóricos e Práticos. 5 ed. Editora Edgard Blucher LTDA. São Paulo, 1982.

TIRYAKIOGLU et al. Hardness-Strength Relationships in the Aluminum Alloy 7010. Material Science and Engineering A, vol. 631, p.196-200, 2015.

7. ANEXOS

7.1. Imagem do corpo de prova um com os grãos orientados

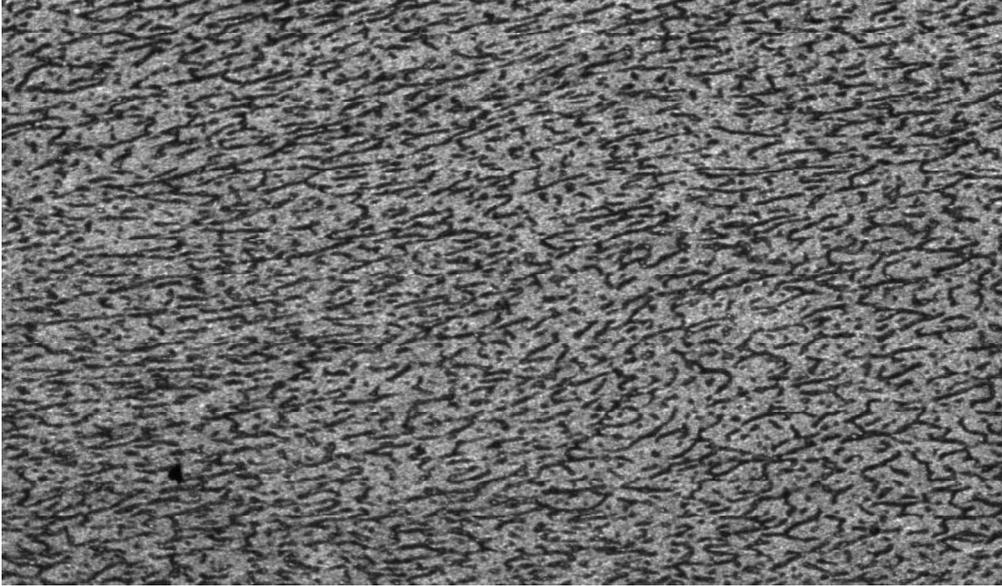


Figura 7-1 Corpo de prova da altura 6,55 mm, redução 5. 100 X

7.2. Imagem da seção transversal do corpo de prova dois após laminar

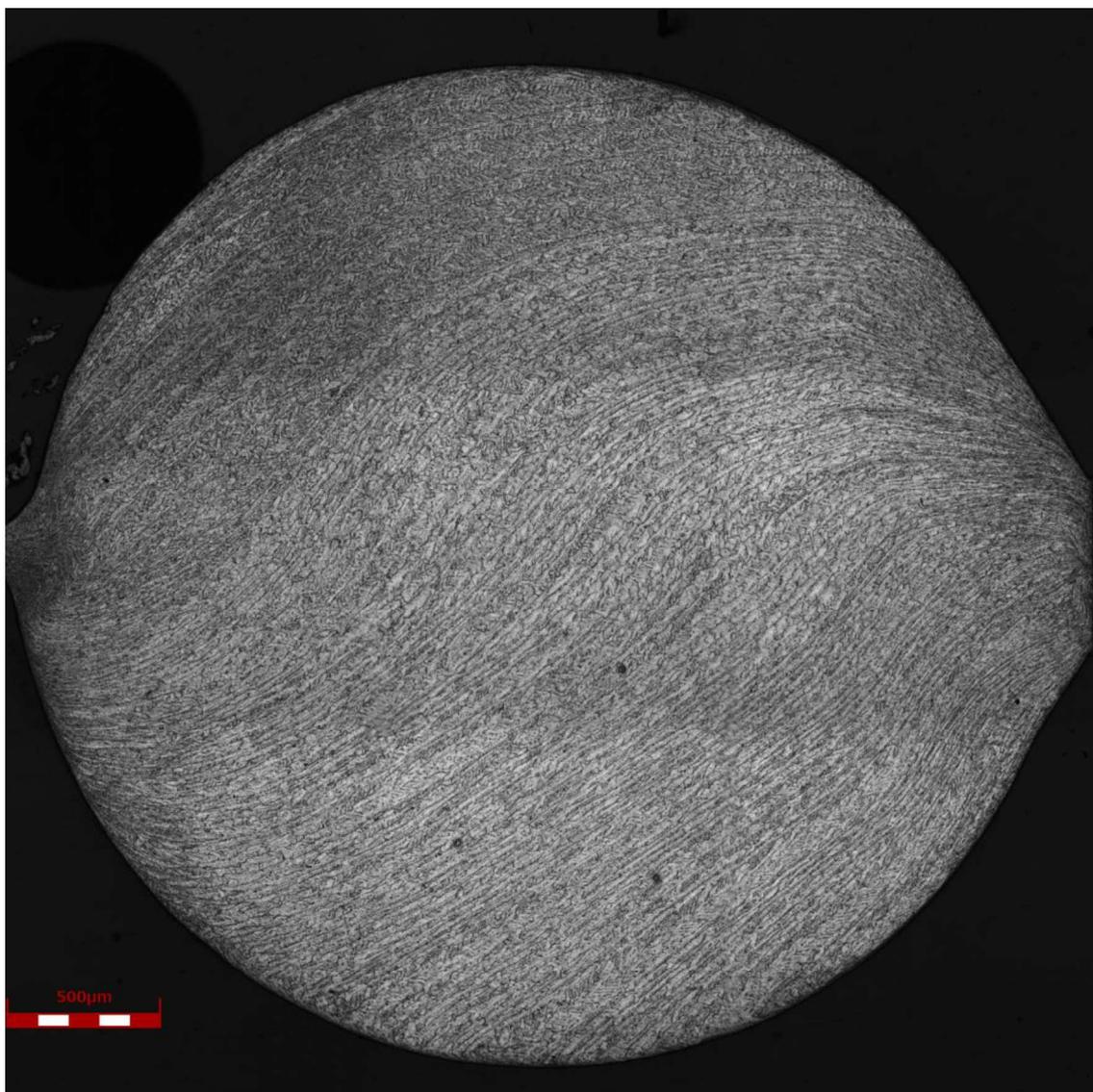


Figura 7-2 seção transversal do corpo de prova dois após laminar . 100X

7.3. Imagem da estrutura espelhada na microestrutura do corpo de prova dois.
dois.

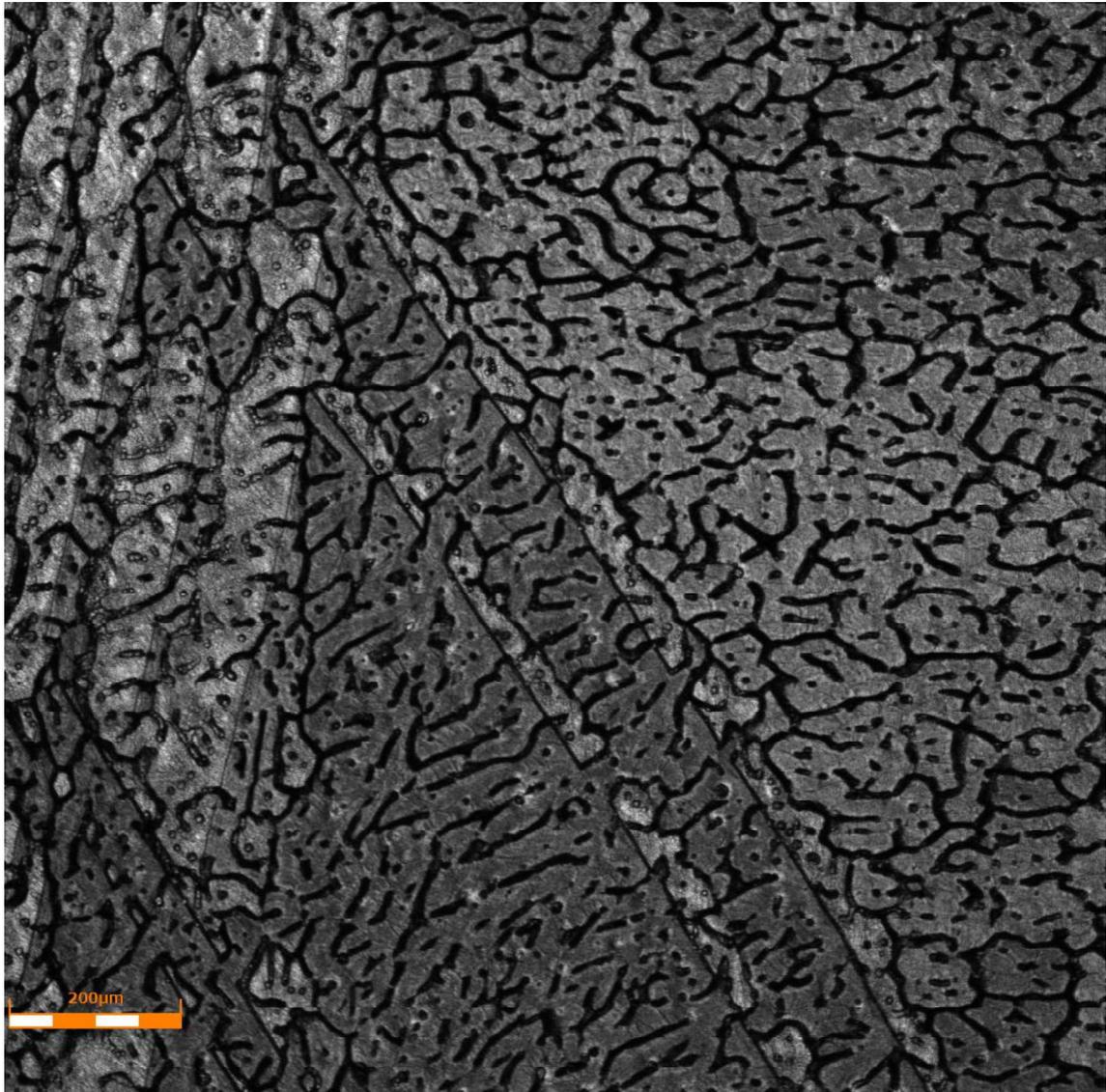


Figura 7-3 Estrutura espelhada na microestrutura do corpo de prova dois no primeiro passe de laminação. 100X.

7.4. Análise MEV/EDS antes de laminar e no último passe de laminação

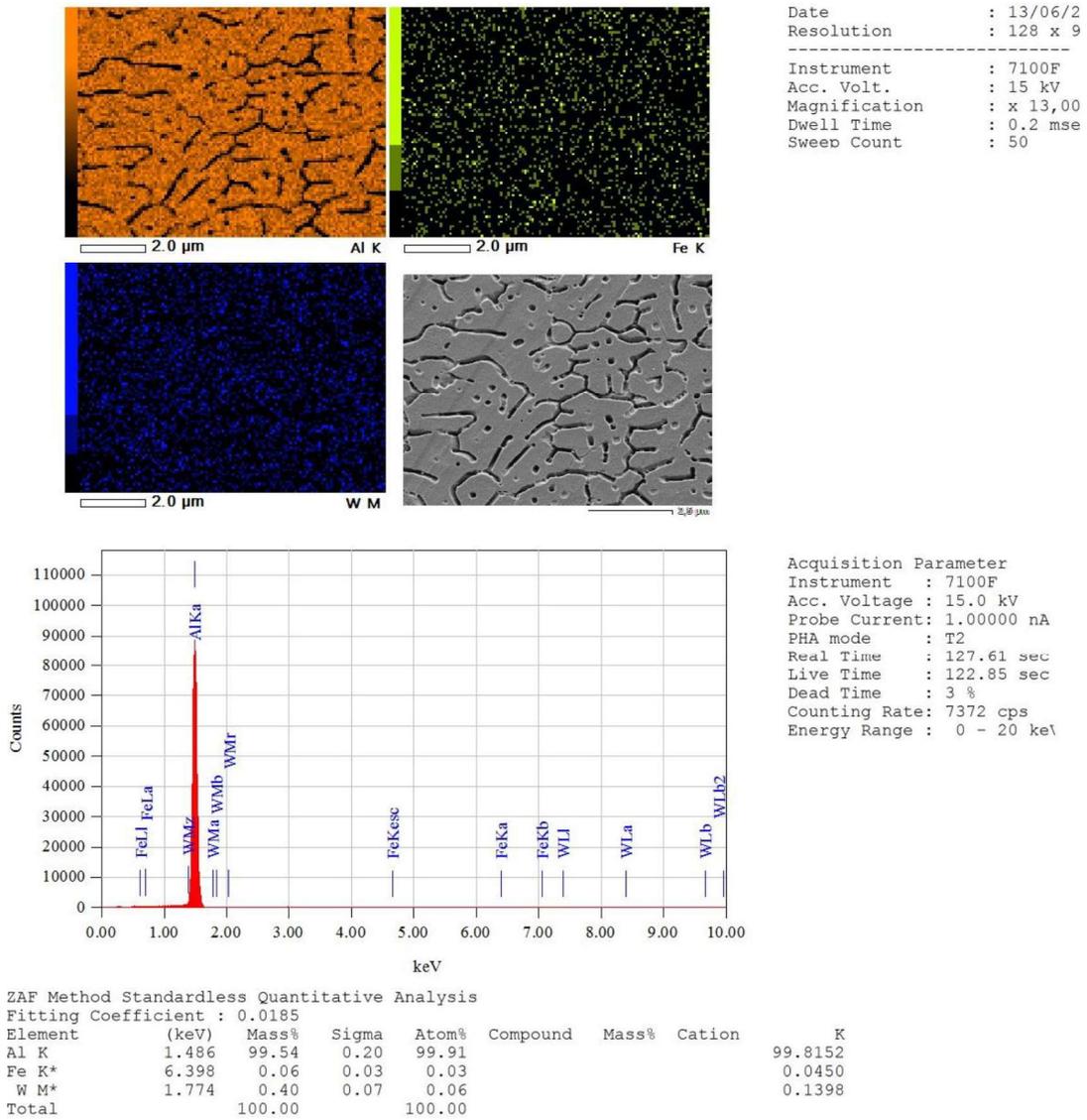
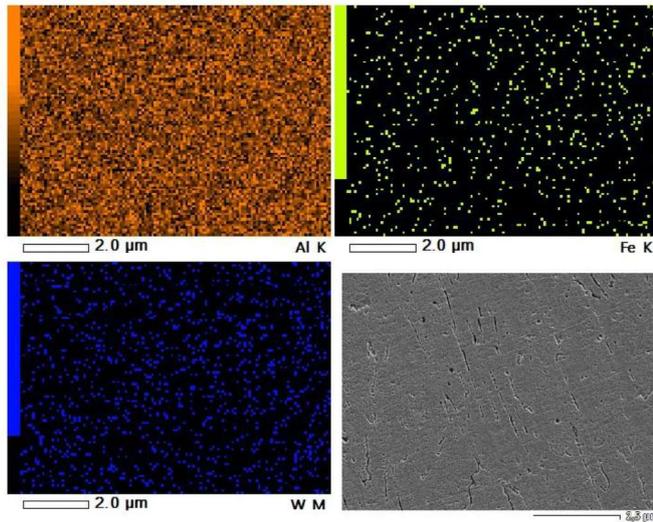
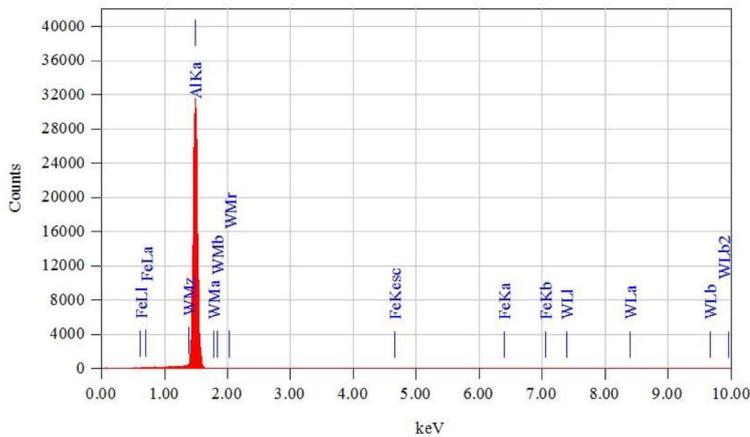


Figura 7-4 Análise MEV/EDS do CP2 antes de laminar



Date : 13/06/2
 Resolution : 128 x 9
 Instrument : 7100F
 Acc. Volt. : 15 kV
 Magnification : x 13,00
 Dwell Time : 0.2 mse
 Sweep Count : 50



Acquisition Parameter
 Instrument : 7100F
 Acc. Voltage : 15.0 kV
 Probe Current: 1.00000 nA
 PHA mode : T2
 Real Time : 124.60 sec
 Live Time : 122.85 sec
 Dead Time : 1 %
 Counting Rate: 2659 cps
 Energy Range : 0 - 20 keV

ZAF Method Standardless Quantitative Analysis
 Fitting Coefficient : 0.0161

Element	(keV)	Mass%	Sigma	Atom%	Compound	Mass%	Cation	K
Al K	1.486	99.33	0.33	99.81				99.6573
Fe K*	6.398	0.26	0.06	0.13				0.2013
W M*	1.774	0.40	0.12	0.06				0.1414
Total		100.00		100.00				

Figura 7-5 Análise MEV/EDS do CP2 após laminar

Os resultados do EDS mostram composições de Fe diferentes um com relação ao outro, isso ocorre, pois, a análise é pontual e cobre uma área pequena da amostra, podendo ocorrer variações entre cada medição.