

VÍTOR CUNHA ALVES

**Estudo da influência das condições de solidificação em aspectos
microestruturais de uma liga de alumínio 7075**

Vitor Cunha Alves

**Estudo da influência das condições de solidificação em aspectos
microestruturais de uma liga de alumínio 7075**

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini

Guaratinguetá - SP
2020

	Alves, Vitor Cunha
A474e	Estudo da influência das condições de solidificação em aspectos microestruturais de uma liga de alumínio 7075 / Vitor Cunha Alves – Guaratinguetá, 2020. 50 f. : il. Bibliografia: f. 48-50 Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2020. Orientador: Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini 1. Ligas de alumínio. 2. Microestrutura. 3. Solidificação. I. Título.
	CDU 669.715

Luciana Máximo

Bibliotecária CRB-8/3595

VITOR CUNHA ALVES

ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
“GRADUADO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS”

APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

Prof. Dr. José Vitor Candido de Souza
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

Peterson Luiz Ferrandini
Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini
Orientador/UNESP-FEG

Antonio Neto
Antonio dos Reis de Faria Neto
UNESP-FEG

Everton Coelho de Medeiros
Everton Coelho de Medeiros
UNESP - FEG

Novembro 2020

DADOS CURRICULARES

VITOR CUNHA ALVES

NASCIMENTO 06.04.1996 – Pindamonhangaba / SP

FILIAÇÃO Luiz Antônio Alves
Jane Cristina de Aquino Cunha Alves

2014/2020 Curso de Graduação em Engenharia de Materiais
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá (UNESP -FEG)

dedico este trabalho de modo especial à minha família, que sempre foi meu porto seguro e maiores inspirações.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça e a Nossa Senhora de Aparecida, que sempre me acompanhou e me deu forças para continuar. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos,

aos meus pais *Luiz Antônio Alves e Jane Cristina de Aquino Cunha Alves*, pelo afeto, carinho e dedicação, sendo sempre meus melhores amigos, porto seguro e maiores incentivadores dos meus sonhos,

aos meus Avós *Janet de Aquino Cunha e Pedro da Cunha*, que fizeram parte da minha criação e nunca mediram esforços para que eu chegasse até essa etapa da minha vida,

Ao meu orientador, *Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini* que jamais deixou de me incentivar. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível.

aos meus amigos que de forma muito especial sempre me motivaram a ser minha melhor versão. As incontáveis horas juntos trocando experiências foram essenciais para minha vida e serão sempre lembradas.

“Troque suas folhas, mas não perca suas raízes. Mude suas opiniões, mas não perca seus princípios.”

Victor Hugo

RESUMO

O alumínio vem sendo um material cada vez mais utilizado em diversas atividades econômicas ao redor do mundo. Essa crescente utilização coloca em evidência a necessidade de estudar e analisar as variáveis relacionadas a seu uso. A direção de grão está relacionada diretamente com as propriedades do material, principalmente seus aspectos microestruturais. Para controlar essa propriedade existem diversas técnicas e, entre elas, a controle microestrutural. Dessa forma, esse trabalho tem a finalidade de avaliar uma técnica desenvolvida para o controle e orientação microestrutural da liga de alumínio 7075 bem como suas características finais. Para o desenvolvimento desse trabalho as amostras foram preparadas através de um dispositivo de resfriamento unidirecional que isolava termicamente a amostra de forma em que houvesse extração de calor apenas em uma direção. A partir das amostras obtidas, os resultados foram analisados através de um software de domínio público chamado ImageJ, que foi de suma importância para as conclusões e reflexões desse trabalho. Com todos resultados analisados foi possível concluir que existe uma diferença do tamanho dos grãos à medida que se afastavam da zona de resfriamento, bem como uma quantidade expressiva de poros no material, que variavam de tamanho conforme se afastavam da parede fria.

PALAVRAS-CHAVE: Alumínio. Resfriamento controlado. Orientação microestrutural. Microestrutura.

ABSTRACT

The aluminum has been increasingly used in various economic activities around the world. This growing use highlights the need to study and analyze the variables related to its use. The grain direction is directly related to the material's properties, mainly its microstructural aspects. To control this property there are several techniques and, among them, the microstructural control. Thus, this work aims to evaluate a technique developed to control the growth of the aluminum alloy 7075 grains as well as their final characteristics. For the development of this work, the samples were prepared using a unidirectional cooling device that thermally isolated the sample so that there was heat extraction in only one direction. From the samples obtained, the results were analyzed using public domain software called ImageJ, which was extremely important for the conclusions and reflections of this work. With the results analyzed, it is possible to conclude that there is a difference in the size of the grains as they moved away from the cooling zone, as well as an expressive number of pores in the material, which varied in size as they moved away from the cold wall.

KEYWORDS: Aluminum. Controlled cooling. Grain. Microstructural orientation. Microstructure.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Fluxograma de Produção de Peças Fundidas	19
Figura 2 – Solidificação metálica sobre superfícies de moldes diferentes.....	20
Figura 3 – Zonas de crescimento granular.....	21
Figura 4 – Fluxograma das etapas práticas.....	25
Figura 5 – Mecanismo de resfriamento com molde ao centro.	26
Figura 6 – Corpo de prova com áreas identificadas	27
Figura 7 – Micrografia revelando a estrutura da amostra 1 após preparação metalográfica...	29
Figura 8 – Micrografia revelando a estrutura da amostra 2 após preparação metalográfica...	30
Figura 9 – Micrografia revelando a estrutura da amostra 4 após preparação metalográfica...	30
Figura 10 – Amostra 1 na lupa	32
Figura 11 – Amostra 2 na lupa	33
Figura 12 – Amostra 3 na lupa	33
Figura 13 – Amostra 4 na lupa	34
Figura 14 – Porosidade da amostra 4 com ferramenta threshold	37
Figura 15 – Porosidade da amostra 1	38
Figura 16 – Porosidade da amostra 2 com ferramenta threshold	38
Figura 17 – Corpos de prova embutidos na baquelite	39
Figura 18 – Rechupe disperso em uma liga de alumínio 7% Si + 0,35 Mg	40
Figura 19 – Amostra 3 na lupa	41
Figura 20 – Porosidade da amostra 3 com ferramenta threshold	42
Figura 21 – Contorno de grão encontrados na amostra 4	43
Figura 22 – Contorno de grão encontrados na amostra 4	43
Figura 23 – Contorno de grão encontrados na amostra 4	44
Quadro 1 – Tamanho de grãos das amostras	31
Quadro 2 – Informações das 4 amostras após análise	34
Gráfico 1 – Porcentagem da área ocupada por poros	35
Gráfico 2 – Quantidade de poros encontrados nas amostras	35
Gráfico 3 – Tamanho médio dos poros encontrados nas amostras.....	36

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação do alumínio e suas ligas.....	13
Tabela 2 – Designação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio.....	14
Tabela 3 – Propriedades físicas do alumínio 7075 T6.....	17
Tabela 4 – Propriedades mecânicas do alumínio 7075 T6	17
Tabela 5 – Propriedades químicas do alumínio 7075.....	17

SUMÁRIO

1	DESENVOLVIMENTO	12
1.1	O ALUMÍNIO	12
1.2	LIGAS DA SÉRIE 7XXX.....	15
1.3	ENDURECIMENTO DA LIGA 7XXX.....	15
1.4	A LIGA 7075.....	15
1.5	SOLUBILIZAÇÃO E ENDURECIMENTO POR ENVELHECIMENTO	17
1.6	FUNDIÇÃO	18
1.7	SOLIDIFICAÇÃO	21
1.8	SOLIDIFICAÇÃO RÁPIDA DE LIGAS DE ALUMÍNIO	22
1.9	MICROESTRUTURA DAS LIGAS DE ALUMÍNIO	22
2	MATERIAIS E MÉTODOS	25
3	RESULTADOS E DISCUÇÃO	29
3.1	TAMANHO DE GRÃO	31
3.2	POROSIDADE DAS AMOSTRAS	32
3.3	PRECIPITAÇÃO	42
3.4	DIRECIONAMENTO DE GRÃO	44
4	CONCLUSÃO	45
	REFERÊNCIAS	47

1 DESENVOLVIMENTO

1.1 O ALUMÍNIO

O alumínio é um dos elementos mais abundantes na crosta terrestre, sendo o mais abundante entre os elementos metálicos (BROWN e MUSSETT, 1981). Esse material é usado de forma extensiva para a produção de uma vasta variedade de itens, como laminados, ligas metálicas e extrudados. Isso porque suas propriedades, como alta condutividade elétrica, alta resistência à corrosão, baixo ponto de fusão e leveza permitem tal feito (CARDOSO et al., 2011).

O uso do alumínio é de suma importância nas mais diversas atividades econômicas, como na indústria aeronáutica, metalúrgica, farmacêutica, alimentar e no tratamento de água (CARDOSO et al., 2011).

A alumina é obtida através da mineração e beneficiamento da bauxita. A bauxita beneficiada seguirá para a refinaria, onde ocorrerá a extração de impurezas. Por fim, ocorrerá a transformação em alumínio primário, na forma metálica, por meio de eletrólise (CARDOSO et al., 2011). O Brasil possui uma produção de 14% de bauxita do mundo, sendo o segundo maior produtor mundial. Porém, é o 6º maior produtor de alumínio, ficando atrás de todos os países que fazem parte do BRIC e similar a países como Emirados Árabes Unidos (BROWN et al., 2012).

Para a produção de 1000 kg de alumínio primário, são necessários 1923 kg de alumina provenientes de 5268 kg de bauxita (CARDOSO et al., 2011). Com isso é possível notar a deficiência brasileira nas áreas tecnológicas, principalmente nas áreas de refino, as quais agregam maior valor ao produto.

De acordo com a Aluminum Assosiation, as ligas de alumínio são classificadas como ligas de fundição e trabalhadas mecanicamente. A Aluminum Assosiation utiliza de um sistema numérico para identificar ligas de alumínio trabalhadas mecanicamente. O sistema consiste em 4 números, sendo o primeiro dígito usado para identificar o grupo da liga enquanto o segundo dígito identifica modificações limites de impureza ou modificações da liga original (VASUDEVAN e DOHERTY, 1993). Os dois últimos números são arbitrários e servem para diferenciar as várias ligas do grupo.

Entre as ligas trabalhadas mecanicamente, existe duas classificações: as tratáveis termicamente e as não tratáveis termicamente. As ligas tratáveis termicamente são ligas que, através de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, tem sua dureza aumentada.

As ligas pertencentes a esse grupo são ligas da série 2xxx, 6xxx e 7xxx e a maioria das ligas da série 8xxx. Por outro lado, as ligas não tratáveis termicamente são endurecidas por trabalho mecânico a frio, através do encruamento. As ligas pertencentes a esse grupo são ligas da série 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx (VASUDEVAN e DOHERTY, 1993).

Além do metal base, existem vários outros elementos considerados componentes na composição de uma liga de alumínio, formando assim a liga ou impurezas. Os principais elementos que vão determinar as características da liga são cobre, manganês, silício, magnésio e zinco. Existe ainda, outros elementos que podem ser adicionados à liga básica que atribuem diferentes propriedades. Esses elementos são cromo, níquel, vanádio, boro, prata, zircônio, chumbo e lítio e concedem, por exemplo, resistência à corrosão e usinabilidade. A presença de um elemento em uma determinada liga pode ser benéfica, contanto que seja adicionada de uma forma controlada (WEINGAERTNER e SCHROETER 1991). A tabela 2.1 a seguir indica a classificação do alumínio segundo a Associação Brasileira do Alumínio.

Tabela 1 - Classificação do alumínio e suas ligas

Designação	Componentes majoritários da liga
1XXX	Nenhum
2XXX	Cobre
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Magnésio e silício
7XXX	Zinco e magnésio
8XXX	Outros

Fonte: Oliveira (2015).

Para identificar o tratamento térmico sofrido pela liga, a Aluminium Assosiation desenvolveu um sistema de designação, onde utiliza letras adicionadas como sufixos ao nome da liga, usadas não só para ligas tratadas termicamente como também para ligas de fundição (VASUDEVAN e DOHERTY, 1993). A tabela 2.2 apresenta os sufixos bem como seus significados. As letras correspondem ao tratamento térmico ou condição, o primeiro dígito ao tratamento térmico secundário e o segundo dígito corresponde ao endurecimento residual, ocorrido apenas em trabalho a frio e encruamento (condição H).

Tabela 2 - Designação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio

Letras	1º Dígito	2º Dígito
F - Como fabricado		
O - Recozido, apenas trabalháveis mecanicamente		
H - Trabalhado a frio, encruamento	1 - Apenas trabalhado a frio 2 - Trabalhado a frio e parcialmente recozido 3 - Trabalhado a frio e estabilizado	2 - 1/4 endurecido 4 - 1/2 endurecido 6 - 3/4 endurecido 8 - endurecido 9 - extra endurecido
W - Solubilizado	1 - Solubilização parcial e envelhecimento natural 2 - Apenas produtos fundidos e recozidos 3 - Solubilização e trabalho a frio 4 - Solubilização e envelhecimento natural 5 - Apenas envelhecido artificialmente 6 - Solubilização e envelhecimento artificial 7 - Solubilizado e estabilizado 8 - Solubilização, trabalho a frio e envelhecimento artificial 9 - Solubilização, envelhecimento artificial e trabalho a frio	
T - Tratamento térmico de solubilização		

Fonte: Vasudevan e Doherty (1993).

Elementos de liga são encontrados em ligas termicamente tratáveis, onde a solubilidade no alumínio decresce no momento em que a sua concentração excede o limite de solubilidade (em solução sólida) em temperatura ambiente ou moderadamente maiores ou quando há queda

de temperatura. Elementos como cobre, lítio, magnésio e zinco são os elementos mais importantes para ligas termicamente tratáveis (VASUDEVAN e DOHERTY, 1993).

1.2 LIGAS DA SÉRIE 7XXX

Ligas de alumínio da série 7xxx tem sido amplamente utilizadas como materiais estruturais na indústria aeronáutica devido suas diversas propriedades como: baixa densidade, ductilidade, alta resistência mecânica, resistência a fadiga e tenacidade (WILLIAMS; STARKE, 2003). Seu principal elemento de liga é o zinco, que possui uma composição que varia de 5,1% a 6,1% de peso (CUBBERLY, 1979). Por esse motivo, as ligas dessa série podem ser tratadas termicamente por precipitação e envelhecimento (WANHILL; SCHRA et al., 1979).

1.3 ENDURECIMENTO DA LIGA 7XXX

As ligas de alumínio da série 7xxx tem suas propriedades mecânicas fortemente dependente dos processos termomecânicos, sendo de suma importância entender a relação existente entre a evolução da microestrutura durante todo o processo e as propriedades mecânicas da liga (TEMMAR; HADJI; SAHRAOUI, 2011).

Entre as ligas de alumínio da série 7xxx, destaca-se a liga AA7075 como sendo uma das ligas com maior nível de resistência mecânica (DA SILVA SAVONOV, Graziela et al., 2019). A alta resistência mecânica é obtida através de um processo de envelhecimento (DA SILVA SAVONOV, Graziela et al., 2019).

O processo de endurecimento da liga de alumínio 7075 é feito através da precipitação, processo que proporciona aumento da resistência mecânica. O processo consiste em elevar a temperatura da liga até que seus precipitados sejam dissolvidos. Após isso, a liga é resfriada rapidamente de modo que seja formado uma solução supersaturada. O grau de envelhecimento ocorre em função do tempo e da temperatura. (ALUMINUM; 1984).

1.4 A LIGA 7075

Os elementos de liga adicionados ao alumínio puro para a formação do Al 7075 formam novas estruturas cristalinas apresentando uma relação constante entre os números de átomos dos componentes e uma estrutura diferente da matriz (BARBOSA, 2014). O sistema Al-Zn-Mg

possui o maior potencial de endurecimento por envelhecimento dentre todas as ligas de alumínio. Uma pequena adição de magnésio faz com que a resistência aumente significativamente quando as ligas são tratadas. Para haver um maior controle estrutural durante a fabricação e um maior controle dos tratamentos térmicos são adicionados pequenas porções de cromo, manganês e zinco. A adição de ferro auxilia na redução da tenacidade à fratura dessas ligas e a adição de zircônio aumenta a sua soldabilidade (CAVALCANTE, 2016).

Inicialmente, a liga 7075 foi empregada em produtos com espessuras finas-laminadas ou extrudadas, onde não eram encontradas tensões residuais e corrosão sob tensão (CST) não era um problema, mesmo com taxas de resfriamento elevadas (ASTM / HANDBOOK, 2003). Porém, quando o processo de fabricação de peças com dimensões maiores surgiu, como por exemplo peças com grandes forjamentos e extrusões que eram sujeitas a tensões residuais ou em cargas, houve o surgimento de casos com CST. Isso porque, essas tensões induzidas em peças de liga de alumínio podem produzir CST, quando sujeitos a tratamento térmico. Para diminuir os problemas de CST associado a tensões de resfriamento em peças com tratamento quente, viu-se a necessidade do tratamento térmico T6 (VOGT, 1998).

Um dos grandes pontos positivos dessa liga é seu baixo peso específico que, juntamente com o aumento da resistência e flexibilidade proporcionaram a aplicação em estruturas de transporte com baixo peso (DURSUN; SOUTIS; 2014). Por esse motivo, vários segmentos industriais, como automobilística e aeronáutica utilizam alumínio em sua estrutura, a fim de reduzir peso estrutural e conseqüentemente o consumo de combustível (MILLER; et al., 2000).

Entretanto, devido a composição de sua liga e por conta dos precipitados dentro da matriz, o alumínio 7075 é suscetível a corrosão local (DURSUN; SOUTIS; 2014; DA SILVA SAVONOV, Graziela et al., 2019). Os pontos de corrosão são concentradores de tensão e acabam agindo como pontos preferenciais de nucleação de trincas por fadiga (DA SILVA SAVONOV, Graziela et al., 2019). Por esse motivo, a alta resistência mecânica juntamente com a resistência a corrosão é difícil de ser alcançada (NECŞULESCU, 2011).

Nas ligas comerciais de alumínio 7075, as fissuras por fadiga são nucleadas nas inclusões ou por partículas intermetálicas próximas à superfície e acabam propagando a falha (BARAGETTI; GEROSA; VILLA, 2015). Um exemplo disso são impurezas de ferro e silício, que podem formar inclusões nas ligas da série 7000 e influenciar na resistência à fadiga e resistência à fratura (BARAGETTI; GEROSA; VILLA, 2015).

Nas tabelas 2.2, 2.3 e 2.4 estão indicadas informações a respeito da liga de alumínio 7075 e 7075 T6.

Tabela 3 - Propriedades físicas do alumínio 7075 T6

Propriedades físicas	
Densidade	2,81 g/cm ³
Módulo de elasticidade	73.000 Mpa
Ponto de fusão	475-640°C

Fonte: ALCOA (2010).

Tabela 4 - Propriedades mecânicas do alumínio 7075 T6

Propriedades mecânicas	
Limite de resistência	559 Mpa
Limite de escoamento	495 Mpa
Alongamento	9 a 10%
Dureza	150 Brinell

Fonte: ALCOA (2010).

Tabela 5 - Propriedades químicas do alumínio 7075

Composição química %								
Mg	Fe	Cu	Mn	Al	Cr	Zn	Ti	Outros
2,10-		1,20 -			0,18 -	5,10 -		0,05 -
2,9	0,50	2,00	0,30	87,10 - 91,40	0,28	6,10	0,2	0,15

Fonte: ALCOA (2010).

1.5 SOLUBILIZAÇÃO E ENDURECIMENTO POR ENVELHECIMENTO

Quando mantidas em temperaturas abaixo de 250°C, após um tratamento em solução em uma temperatura superior a 450°C, algumas ligas de alumínio sofrem endurecimento por envelhecimento (SCHMUCK, 1995). O envelhecimento, também chamado de tratamento térmico por precipitação, tem como objetivo produzir uma fina dispersão de precipitados endurecedores submicroscópicos na matriz a partir da solução sólida supersaturada, por mecanismos de difusão auxiliado pela grande concentração de lacunas resultantes do tratamento de solubilização (CAVALCANTE, 2016).

O tratamento de solubilização tem como objetivo dissolver totalmente as fases microscópicas simples e intermediárias presentes na matriz de uma liga. Para tal tratamento, primeiramente ocorre o aquecimento ao campo monofásico inerente, seguido de um

resfriamento, onde é mantido o estado monofásico. O objetivo da solubilização é preparar a liga para o tratamento de endurecimento por precipitação (CAVALCANTE, 2016).

O endurecimento por envelhecimento pode ser tanto natural quanto artificial. Ocorre através de transformações de fases, produzindo uma dispersão uniforme de precipitados que podem ser cisalhados pelas discordâncias. O envelhecimento artificial tem esse nome devido sua liga ser tratada para produzir precipitação e ocorre em temperaturas entre 100°C a 260°C. Quando uma liga envelhece a temperatura ambiente, ocorre o envelhecimento natural, onde a taxa de endurecimento varia de uma liga para outra. (FRANSON, 2009). O tempo de envelhecimento assim como a temperatura estão diretamente ligadas as propriedades da liga. Sendo assim, para que haja propriedades mais uniformes é necessário usar temperaturas de envelhecimento mais baixas (FRANSON, 2009).

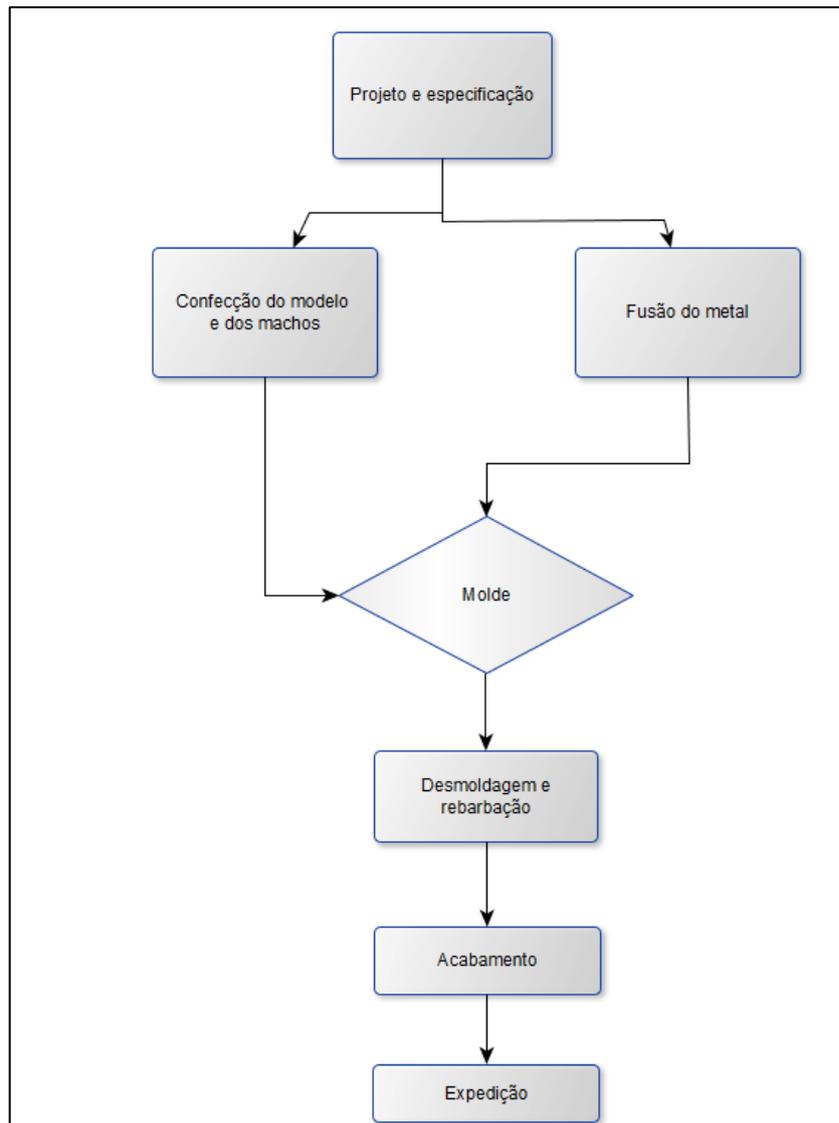
1.6 FUNDIÇÃO

A fundição é o processo de vazamento de metal líquido em um modelo com formato previamente definido, seguido da solidificação do material. Dentre os processos de fabricação, a fundição se destaca por permitir a produção de peças de diferentes formas e tamanhos, já que são dependentes do formato do molde (SOARES, 2000).

Através do processo de fundição, é possível a produção de peças de extrema responsabilidade como as que são destinadas para a indústria aeroespacial e aeronáutica. O primeiro passo para a produção de peças fundidas é a seleção do processo de fundição, seguido do detalhamento do projeto e a especificação dos materiais. Assim que todas essas etapas são cumpridas, é possível executar a produção de peças teste que, se aprovadas, serão produzidas em larga escala (SOARES, 2000).

A figura 1 apresenta um fluxograma que, de forma esquemática, sequencia as atividades envolvidas na produção de peças fundidas em moldes de areia.

Figura 1 – Fluxograma de produção de peças fundidas



Fonte: Adaptado de Maurício Prates de Campos filho (1978).

A fundição, entretanto, é fundamental para determinar as propriedades do material fundido, visto que há uma relação direta com o tamanho e morfologia dos grãos formados.

O processo ocorre da seguinte maneira: o metal líquido é vazado em um molde, o qual possui uma cavidade correspondente ao negativo da peça que deseja produzir. Após o vazamento e solidificação a peça é retirada do molde e submetida as etapas de acabamento: corte de canais, rebarbação, usinagem, tratamento térmico (opcional) e controle de qualidade final (SOARES, 2000)

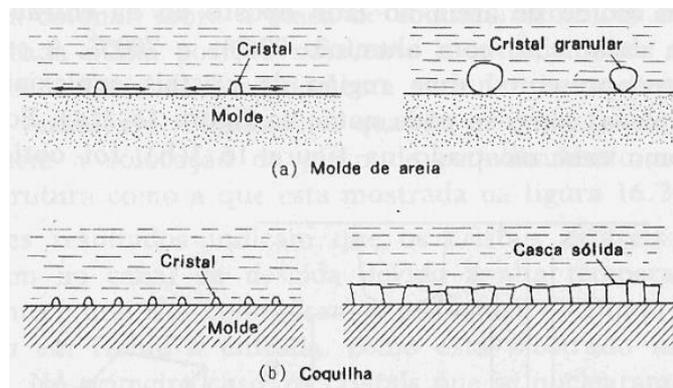
A qualidade e precisão do modelo fabricado é de suma importância para produção de uma peça fundida, uma vez que sua qualidade é totalmente dependente dessa etapa. Por esse motivo, é imprescindível que a seleção do material seja feita e o projeto seja concebido levando em

consideração o efeito na microestrutura e, por tanto, no comportamento do produto final (SOARES, 2000).

Além dos aspectos estruturais que serão discutidos, a escolha adequada do material do molde, controle de taxa de resfriamento, a adição de refinadores de grão são aspectos que devem ser considerados nas fundições para que haja um melhor controle das propriedades do material obtido, uma vez que essas são variáveis com influência nas propriedades dos componentes resultantes do processo de solidificação das ligas de alumínio (SOARES, 2000).

Nas fundições em moldes de material permanente, metálico, obtêm-se materiais com melhores propriedades mecânicas em relação à materiais que são solidificados em moldes de areia. Esse fenômeno ocorre devido a taxa de extração de calor, já que esta é maior em moldes metálicos que em moldes de areia [(SOARES, 2000). Quando um material é vazado em um molde de baixa capacidade de resfriamento, como é o caso do molde de areia, o número de núcleos formados na parede do molde metálico será menor e mais espaçado que se comparado ao número de núcleos formados na parede do molde metálico (SOARES, 2000).

Figura 2 - Solidificação metálica sobre superfícies de moldes diferentes.

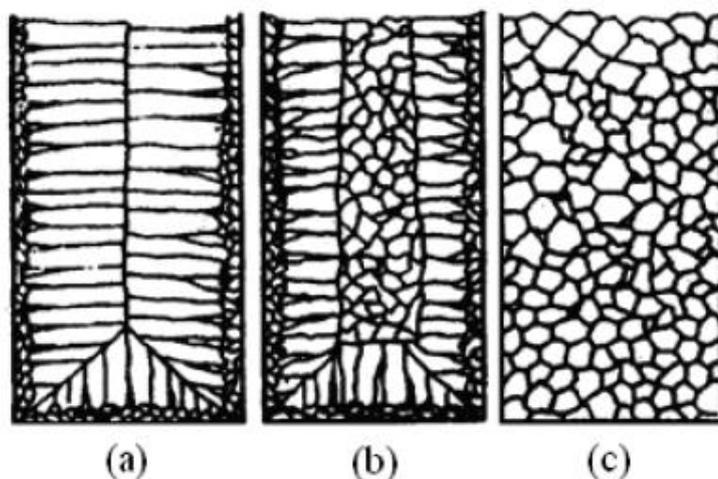


Fonte: Ohno (1988).

No entanto, moldes de areia são mais utilizados devido à vantagem custo benefício. Assim, faz-se necessário o uso de refinadores de grão para se obter uma microestrutura mais refinada, uma vez que os materiais solidificados em molde de areia têm microestrutura mais grosseira (SOARES, 2000).

Quando uma liga se solidifica em um molde, pode haver até 3 zonas distintas na macroestrutura, a zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial central.

Figura 3 - Zonas de crescimento granular



Fonte: Kelton; Greer (2010).

Na figura 3, é possível identificar cada uma das zonas citadas anteriormente. A zona coquilhada é formada em contato das paredes do molde, ela apresenta grãos equiaxiais (a). Em seguida, devido a solidificação continuar em direção ao centro do molde, os grãos tornam-se mais alongados, promovendo a formação da zona colunar (b) e por fim a estrutura completamente equiaxial (KELTON; GREER, 2010).

1.7 SOLIDIFICAÇÃO

Todos os processos comerciais de solidificação envolvem algum efeito de não equilíbrio. Mesmo que a solidificação de equilíbrio não seja observada de fato, é de interesse como um caso limitante. No processo de fundição real, a extensão do desvio das condições de equilíbrio tem um efeito significativo sobre a microestrutura real observada (ALUMINUM; 1984).

A solidificação de equilíbrio ocorre quando o comprimento solidificado (L) é muito menor que o coeficiente de difusão do soluto no sólido (D_s) multiplicado pelo tempo (t). Considerando uma liga de composição qualquer, C_0 , começando a solidificar em uma temperatura T_L até a solidificação total, em T_S . O sólido inicial que se solidifica tem sua concentração de soluto dada por kC_0 , onde k é o coeficiente de participação de equilíbrio, dado pela razão entre as concentrações interfaciais sólidas e líquidas de soluto (C_S^*/C_L^*). Devido à difusão em sólido ser considerada completa, a maior parte da concentração de soluto sólido (C_s) é igual à concentração de soluto sólido interfacial na linha solidus. A difusão no líquido é

também considerada completa. Após a solidificação, obtém-se um sólido monofásico uniforme com uma concentração de soluto de C0 (ALUMINUM; 1984)

1.8 SOLIDIFICAÇÃO RÁPIDA DE LIGAS DE ALUMÍNIO

Buscando a melhoria nas propriedades das ligas de alumínio, uma variedade de técnicas que envolvem a extinção direta do estado líquido tem sido investigada. Essas técnicas, conhecidas como processamento rápido de solidificação, do inglês RSP, visam atingir uma dissipação de calor para fora da interface sólido-líquido altamente eficiente, de modo que possa ser obtido um aumento substancial no subresfriamento e na velocidade de interface correspondente (ALUMINUM; 1984). Esse objetivo geralmente implica em uma melhoria no coeficiente de transferência de calor na superfície fundida e um aumento na relação área/volume da carcaça. Uma segunda diretriz no RSP é obter um grau de suficiente de super-resfriamento antes da nucleação, de modo que o líquido atue como o dissipador principal para o calor proveniente da fusão (ALUMINUM; 1984). A solidificação então prossegue de maneira bem essencialmente adiabática. A solidificação sob as taxas de resfriamento cada vez mais altas e, possivelmente, os sub-resfriamentos mais altos, típicos da atomização e outras técnicas relacionadas, comumente resulta em um afastamento progressivo das microestruturas regulares produzidas por fundição convencional (ALUMINUM; 1984).

A solidificação rápida das ligas de alumínio geralmente resulta em uma ou mais das modificações estruturais a seguir:

- Suspensão de vacância;
- Manifestação de refino estrutural como tamanho de grãos menores;
- Mudanças morfológicas da fase eutética ou fase primária;
- Formação de fase metaestável;

1.9 MICROESTRUTURA DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

Um dos principais meios de se avaliar uma liga metálica, bem como os efeitos de tratamentos térmicos e de fabricação, é através da análise microestrutural (ALUMINUM; 1984).

Para que haja uma interpretação correta e eficaz de uma microestrutura é necessário a existência de histórico completo da amostra analisada. Embora isso não aconteça sempre, quanto maior é a disponibilidade do histórico da amostra, mais confiável é a interpretação (ALUMINUM; 1984).

De forma geral, a análise começa de forma simples, analisando a amostra a olho nú e então aumentando gradativamente a ampliação, de acordo com a necessidade por mais detalhes para interpretação. Desse modo é possível escolher com mais precisão locais específicos da amostra, onde há uma maior concentração de pontos de interesse.

Devido a simplicidade e baixo custo, análises usando microscópios óticos são comumente utilizadas. Quando há necessidade de imagens mais detalhadas e com maior ampliação, são usadas técnicas de microscopias eletrônicas (ALUMINUM; 1984). Para se obter uma análise satisfatória, é necessário que haja cuidado no manuseio das amostras para que seja evitado a contaminação da superfície.

Com relação as ligas de alumínio, a principal ferramenta para a análise microestrutural é a microscopia ótica e sua utilização é recomendada antes de se fazer uma análise por microscopia eletrônica. A microscopia ótica aponta a maioria das partículas de segunda fase em um tamanho adequado, exhibe também o tamanho e a distribuição de partículas dissolvidas e o estado do grão ou estrutura cristalina do alumínio. Através da microscopia ótica, é possível identificar também tipos e profundidades de ataques corrosivos, fusão parcial devido a um superaquecimento e a presença de inclusões não metálicas estranhas. Porém, a microscopia ótica não revela com nitidez partículas precipitadas que causam o endurecimento por precipitação, sendo necessário o uso de outras técnicas (ALUMINUM; 1984).

As ligas da série 7000 são conhecidas também como ligas alumínio-zinco. O Zinco por sua vez, é altamente solúvel em alumínio e não exerce nenhuma influência significativa na microestrutura de uma liga simples como 7072. Entretanto, a classe de liga mais encontrada contém magnésio e cobre, juntamente com outros aditivos como cromo, manganês ou zircônio e o sempre presente ferro e silício (ALUMINUM; 1984). A liga 7075, na forma de lingote fundido, forma uma ou mais variantes de $(Fe, Cr)_3SiAl_{12}$, $MgSi$, e compostos eutéticos pseudobinários de alumínio e $MgZn_2$ (ALUMINUM; 1984). A fase contendo alumínio e cobre que atua como um substituto para o zinco pode ser escrita $Mg(Zn, Cu, Al)_2$. Aquecimentos subsequentes faz com que fases ricas em ferro se transforme em Al_7Cu_2Fe . Uma liga forjada bem solucionada contém somente Al_7Cu_2Fe , $(Fe, Cr)_3SiAl_{12}$ e Mg_2Si junto com o dispersóide. Grãos recristalizados são extremamente alongados ou achatados devido as zonas não recristalizadas não são incomuns. As regiões não recristalizadas são feitas de muitos

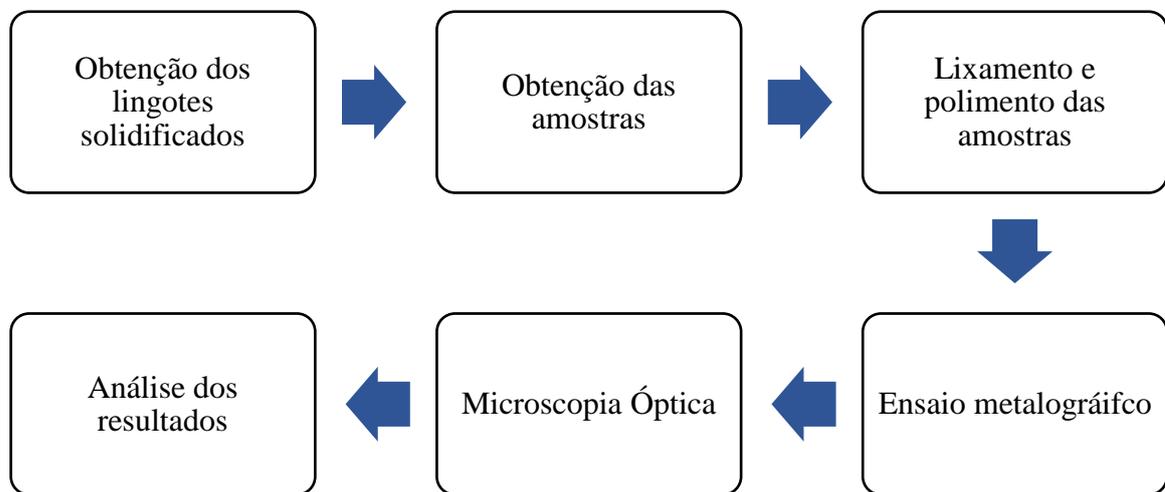
subgrãos finos nos quais os limites são definidos a partir do endurecimento por precipitação (ALUMINUM; 1984). São visualizadas com maior facilidade em estruturas trabalhadas a quente, especialmente em regiões mais próximas a superfície, onde a deformação crítica causou grãos recristalizados mais grosseiros.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Para atingir os objetivos propostos a partir do tema, foram realizadas pesquisas bibliográficas a fim de aprofundar os conhecimentos básicos sobre ligas de alumínio da série 7075 e o fenômeno de solidificação durante o processo de fundição.

E para fundamentar as hipóteses acerca desse problema, experimentos foram realizados para comprovar com fatos e dados.

Figura 4 – Fluxograma das etapas práticas



Fonte: Autor

Primeiramente, foi necessário a confecção dos lingotes. O material utilizado foi o alumínio 7075. Para a fundição do alumínio foi usado o forno Mufla, onde o alumínio foi aquecido até uma temperatura de aproximadamente 650°C, uma vez que a temperatura de fusão do material é de 475 – 640°C (ALCOA, 2010). Houve um cuidado para que a liga não superaquecesse a uma temperatura acima de 720°C como também evitar que houvesse longos períodos entre a fusão e o vazamento. O motivo dessas precauções é prevenir a oxidação por magnésio e a perda por vaporização do zinco (FELTRIN, 2004). Após a fusão completa, o material foi vazado em um molde previamente elaborado (figura 5).

Figura 5 – Mecanismo de resfriamento com molde ao centro.

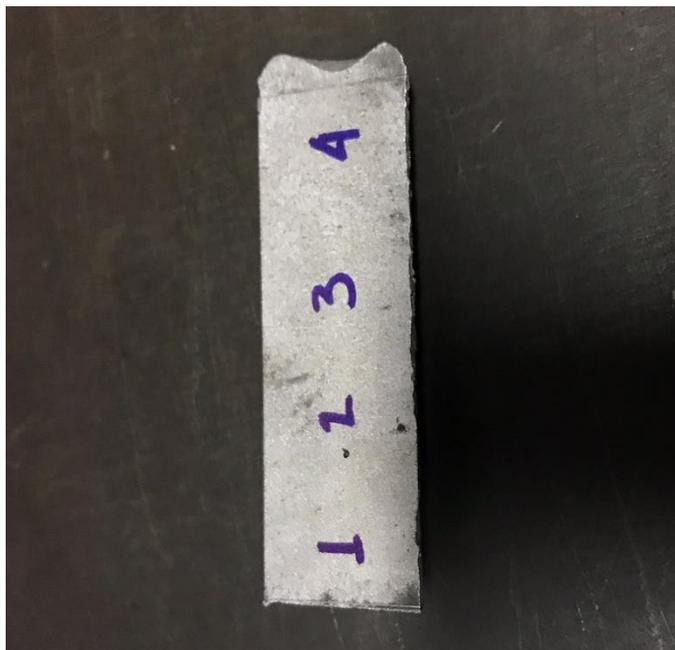


Fonte: Autor

O mecanismo teve como objetivo principal isolar termicamente as laterais, de modo que apenas houvesse perda de calor verticalmente, resfriando o material de baixo para cima. Para isolar termicamente as laterais do material, foi depositado areia em toda sua lateral, no tubo com o diâmetro maior. A areia foi aquecida a uma temperatura de 300°C em forno Mufla fazendo com que fosse diminuída ao máximo a perda de calor pelas laterais. A fim de realizar a solidificação unidirecional, no fundo do molde foi adicionado uma cavidade que possuía conexão com uma mangueira de água havendo, desse modo, um fluxo constante de água. A água não possuía contato direto com o alumínio fundido, para evitar riscos de explosão, uma vez que o material reage de forma abrupta com a água.

Após o resfriamento e o desmolde, o material foi cortado transversalmente em uma serra de fita. Após o corte, o material foi dividido em 4 partes, de aproximadamente 2 cm e identificado antes do próximo corte.

Figura 6 – Corpo de prova com áreas identificadas.



Fonte: Autor

A identificação do material teve o objetivo de facilitar a identificação dos corpos de prova e auxiliar na comparação do tempo de resfriamento com as microestruturas formadas. A amostra de número 1 foi a que estava mais próxima do fundo do molde, sendo a primeira a se resfriar e solidificar enquanto a amostra de número 4 foi a última.

Após a identificação, o material foi cortado mais uma vez e em seguida levado para embutimento. No embutimento primeiramente limpou-se as amostras com álcool, em seguida foi colocada dentro da embutidora metalográfica e adicionado a baquelite para embutimento metalográfico preta.

Com o material embutido, o próximo passo foi o lixamento. Primeiramente, os corpos de prova foram lixados na politriz automática, com discos abrasivos de diamantes de granulação 220 e depois 1200 por 5 minutos. Em seguida, as superfícies planas foram lixadas manualmente em lixas d'água seguindo a seguinte ordem de lixas: 1200, 1500 e 2000. O lixamento foi realizado mudando a direção em um ângulo de 90° ao passar de uma lixa para outra.

As amostras foram polidas sobre um pano de polimento de uma politriz automática, aplicando sobre as amostras suspensões coloidais de sílica de 20 a 40 nm da marca Ace Technologies.

Com o fim do polimento, a próxima etapa foi o ataque ácido na superfície dos corpos de prova, para isso foi usado o reagente Keller (2 mL HF (48%), 3 mL HCl (conc.) 5 mL HNO₃ (conc.) 190 mL H₂O) previamente preparado (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 2004).

Os corpos de prova foram imersos no reagente por cerca de 10 segundos seguido de remoção do excesso de reagente na superfície através da lavagem em água corrente e álcool seguido de secagem dos corpos de prova.

Com o fim do ensaio metalográfico, foram feitas as imagens de todos os corpos de prova através do microscópio Microscópio óptico Epiphot 200 com lentes objetivas de ampliações de 50x e 100x com o intuito de se analisar e identificar os grãos bem como suas características. Todas as imagens obtidas foram tratadas e analisadas através do software de domínio público Image J. Através do software, a orientação microestrutural foi avaliada, assim como foram medidos tamanho médio de grãos nas várias posições do lingote estudado, as porcentagens de grão e a porosidade.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

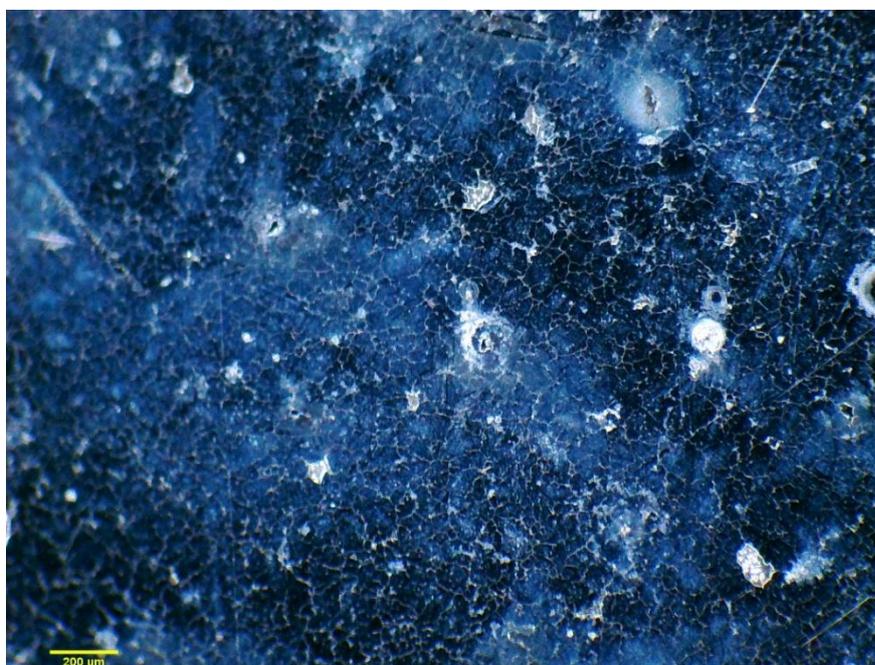
Os resultados do estudo do direcionamento de grãos de uma liga 7075 são apresentados nesse capítulo. Foram realizadas imagens microscópicas para análise do comportamento do crescimento dos grãos, assim como outras formações microscópicas nas amostras.

Neste trabalho é importante ressaltar a importância da preparação metalográfica para o sucesso dos resultados. O lixamento do alumínio, tanto utilizando equipamentos quanto realizado manualmente, necessita de uma pressão mínima, para evitar que haja degradação das amostras, uma vez que o material se danifica com facilidade.

A preparação dos corpos de prova é como uma arte que é aperfeiçoada ao longo do tempo junto com a experiência. E como todo e qualquer estudante, a paciência e insistência são fatores decisivos. Para que os resultados apareçam de forma clara, é necessário que a amostra esteja devidamente preparada, com uma quantidade mínima de riscos (da Cunha Neto,2016).

Como dito anteriormente, no capítulo de materiais e métodos, as amostras foram preparadas de forma a se atingir o melhor resultado possível. E através do microscópio óptico do DMT (Departamento de Materiais) foram obtidas as imagens das amostras.

Figura 7 - Micrografia revelando a estrutura da amostra 1 após preparação metalográfica.

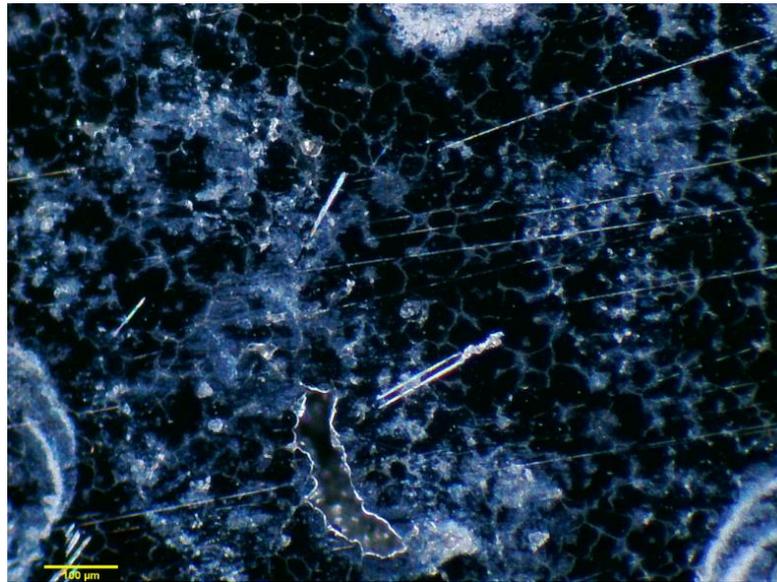


Fonte: Autor

A partir das imagens obtidas a primeira observação foi que o ataque químico empregado possibilitou o resultado esperado e que a microestrutura foi revelada. Também foi observado que há quantidades consideráveis de poros espalhados por toda a amostra.

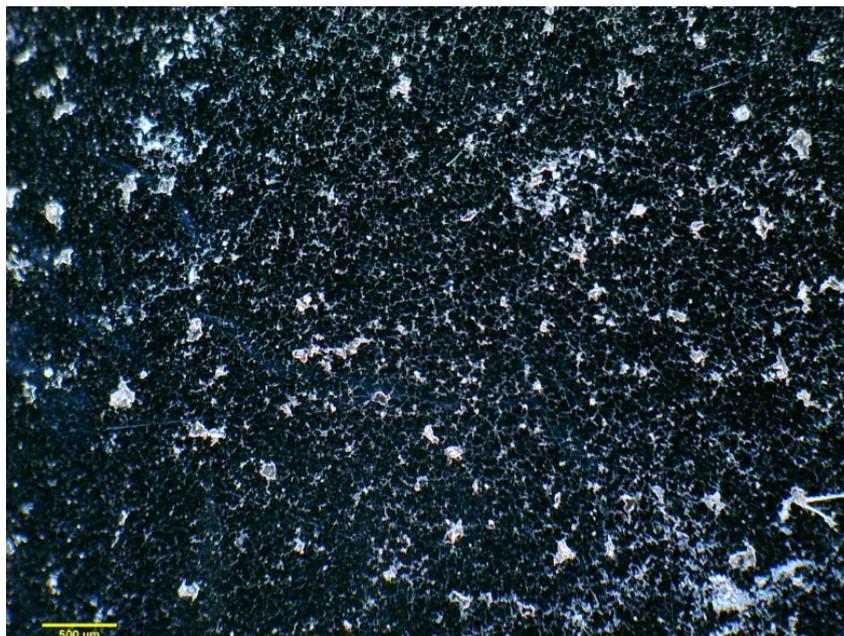
Baixas ampliações proporcionaram as imagens com melhores definições microestruturais e dos contornos de grão, bem como os poros existentes. Portanto as imagens obtidas através da lupa foram as que melhor se adequaram para o trabalho.

Figura 8 – Micrografia revelando a estrutura da amostra 2 após preparação metalográfica.



Fonte: Autor

Figura 9 – Micrografia revelando a estrutura da amostra 4 após preparação metalográfica.



Fonte: Autor

3.1 TAMANHO DE GRÃO

A partir da análise das imagens por microscopia óptica, juntamente com o auxílio do software ImageJ, foi possível medir o tamanho de grão de todas as quatro amostras. Segundo Barbosa, 2017, conhecer o tamanho dos grãos é de extrema importância para entender a ação da temperatura nas amostras, uma vez que o crescimento do grão pode ser definido como o aumento médio do tamanho do grão que ocorre, em um processo termomecânico, durante o tratamento térmico de um agregado policristalino após a recristalização primária se completar. Ou seja, quanto maior a temperatura e o tempo de exposição, maior é o grão. Fazendo um paralelo com esse trabalho, durante a solidificação, se a taxa de extração de calor for muito alta, o tempo de crescimento dos grãos é menor e, se a taxa de extração de calor for muito baixa, haverá uma tendência de crescimento de grão muito mais intensa.

A fim de estudar e comparar os tamanhos de grão, foram medidos o tamanho de 50 grãos por amostras e através dessas medidas foi calculado suas respectivas médias resultando o quadro a seguir:

Quadro 1 – Tamanho médio de grãos das amostras.

Amostra	Tamanho médio de grão (μm)
1	63,62
2	69,42
3	76,85
4	78,58

Fonte: Autor

Comparando os resultados das amostras 1 e 4, é possível notar que os tamanhos de grão diferem entre si, assim como os contornos, que são bem mais definidos na amostra 4. Isso mostra que há uma divergência entre os extremos do corpo como um todo, uma vez que a amostra 1 foi a primeira a resfriar e a amostra 4 foi a última.

A melhor definição dos contornos ocorreu nas amostras 3 e principalmente 4, as quais foram resfriadas mais lentamente, havendo assim um tempo maior para que os elementos de liga fossem segregados e formar contornos de grão mais grossos. Os tamanhos de grãos semelhantes confirmam essa hipótese.

As amostras 1 e 2 possuem tamanhos de grão menores, uma vez que estavam localizadas mais próximas da superfície fria, onde havia maior extração de calor. Isso fez com que não houvesse tempo suficiente para que os elementos de liga se segregassem.

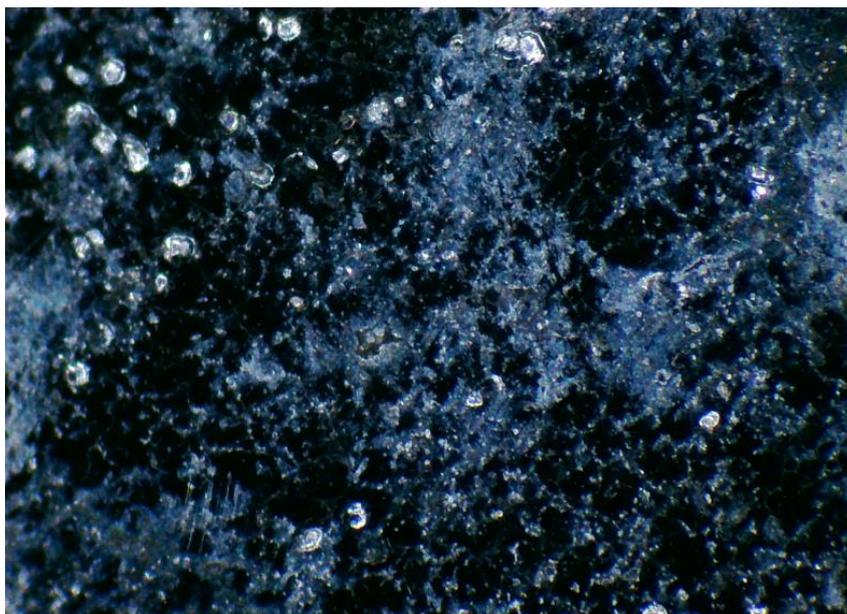
Em geral, todas as amostras apresentaram tamanho de grãos pequenos. O resultado já era esperado uma vez que o material sofreu resfriamento acelerado, tendo como consequência o refino estrutural como tamanho de grãos menores e outras modificações estruturais (ALUMINUM, 1984).

Por fim, ao se analisar todas as 4 amostras, é possível ressaltar que tamanho de grão mostra uma tendência clara de aumento da amostra 1 para a 4. Isso é coerente com a menor velocidade de resfriamento da amostra 4 e também com contornos de grão mais bem definidos, causados principalmente pelo maior distanciamento da parede fria.

3.2 POROSIDADE DAS AMOSTRAS

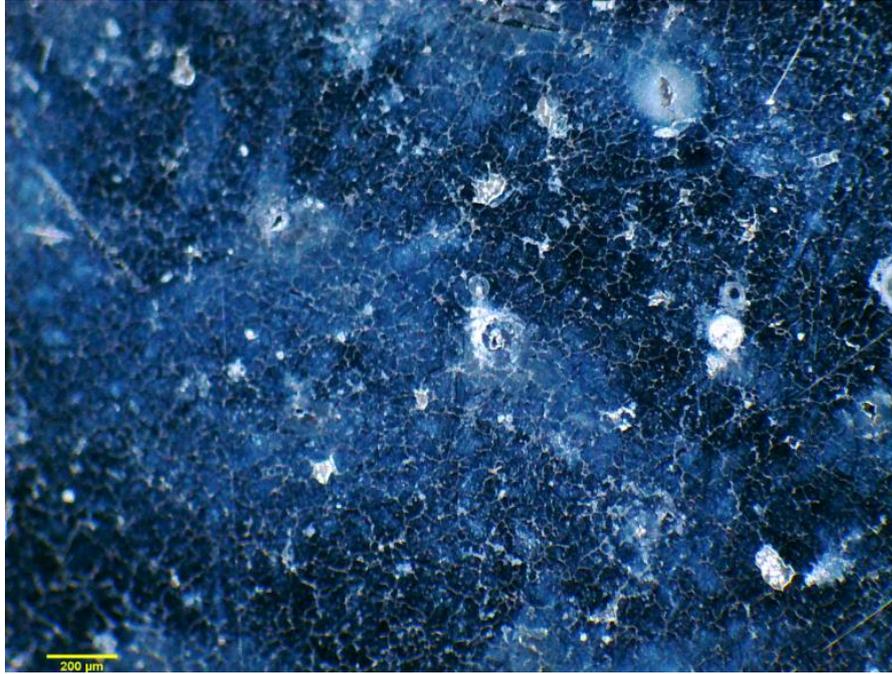
Analisando ainda as imagens no ImageJ, foi possível também determinar a quantidade de poros existentes por amostra bem como os tamanhos. Com o software, foi possível identificar não só os poros de maiores tamanhos, que são mais facilmente visíveis, como também os que se encontravam de maneira mais discreta, por se tratar de um tamanho menor. Os seguintes resultados foram obtidos.

Figura 10 – Amostra 1 na lupa.



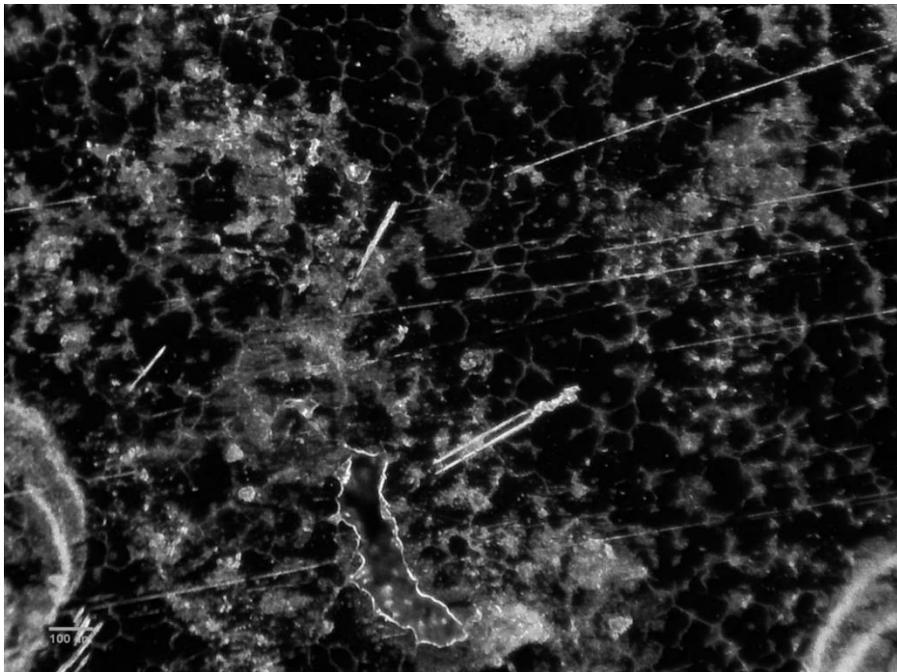
Fonte: Autor

Imagem 11 – Amostra 2 na lupa.



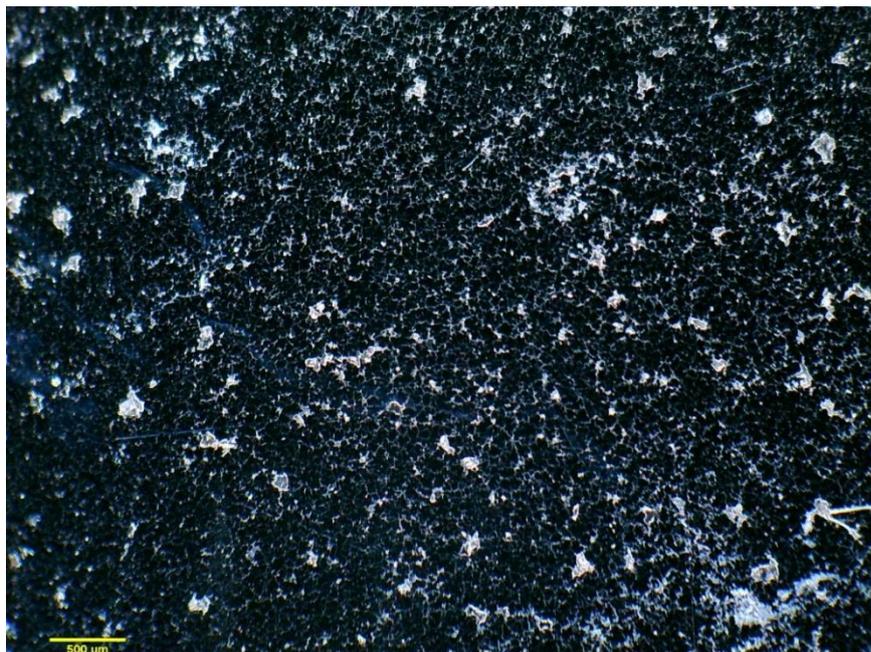
Fonte: Autor

Imagem 12 – Amostra 3 na lupa.



Fonte: Autor

Imagem 13 – Amostra 4 na lupa.



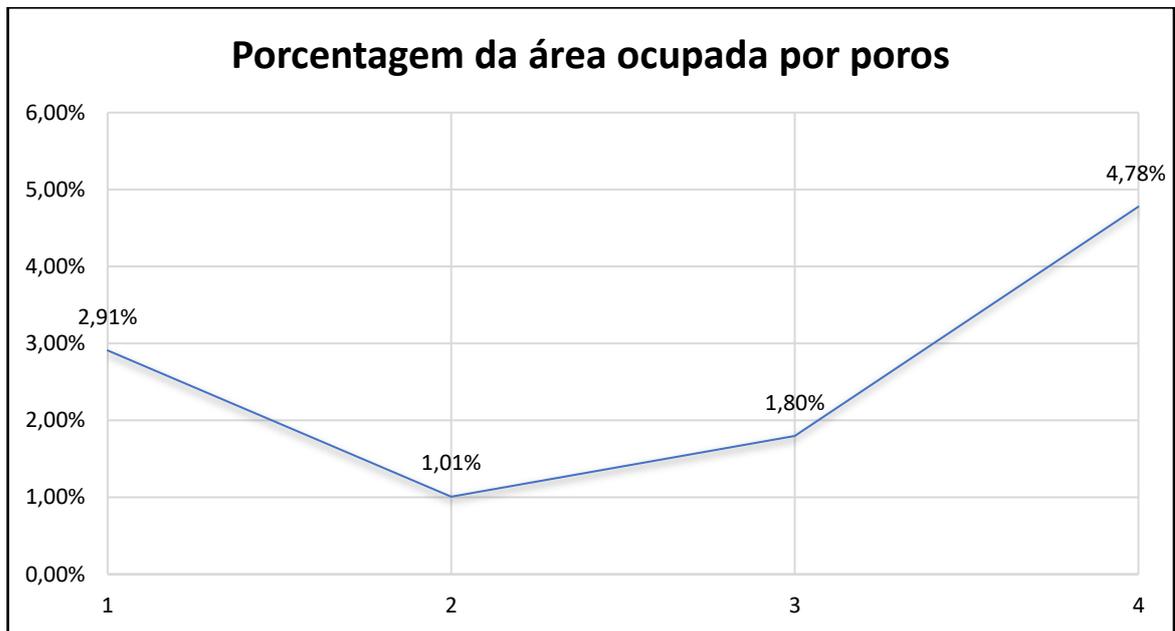
Fonte: Autor

Quadro 2 - Informações das 4 amostras após análise.

Amostra	Quantidade	Área total (μm^2)	Tamanho médio (μm)	% Área
1	358	32.921,3	76,40	2,91
2	764	46.761,3	70,80	1,01
3	768	50926	66,31	1,80
4	3482	142.887	41,04	4,78

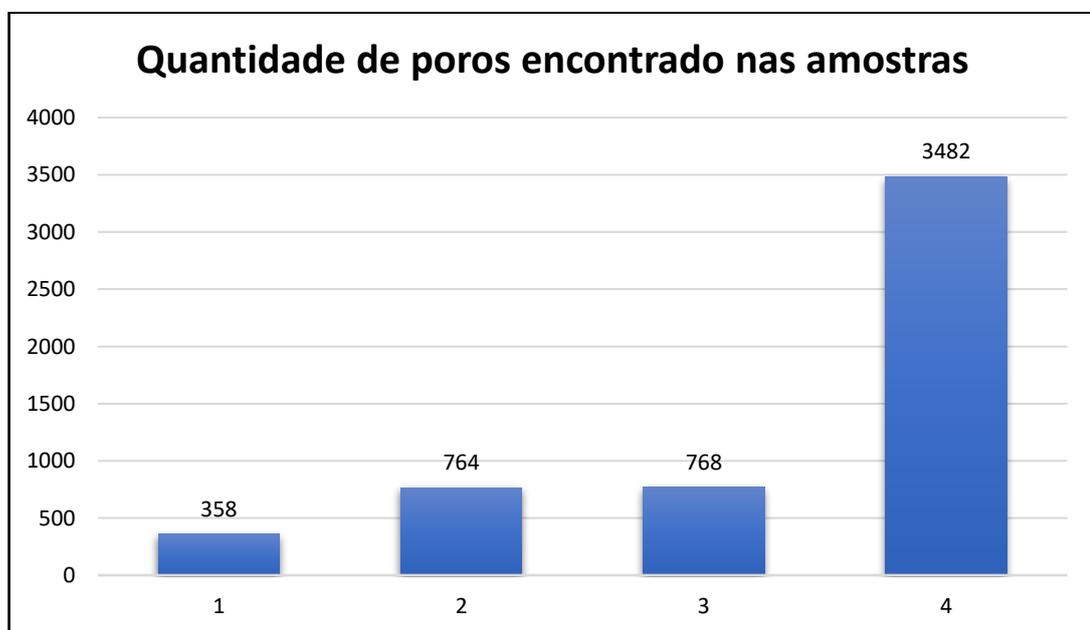
Fonte: Autor

Gráfico 1 – Porcentagem da área ocupada por poros.



Fonte: Autor

Gráfico 2 – Quantidade de poros encontrados nas amostras.

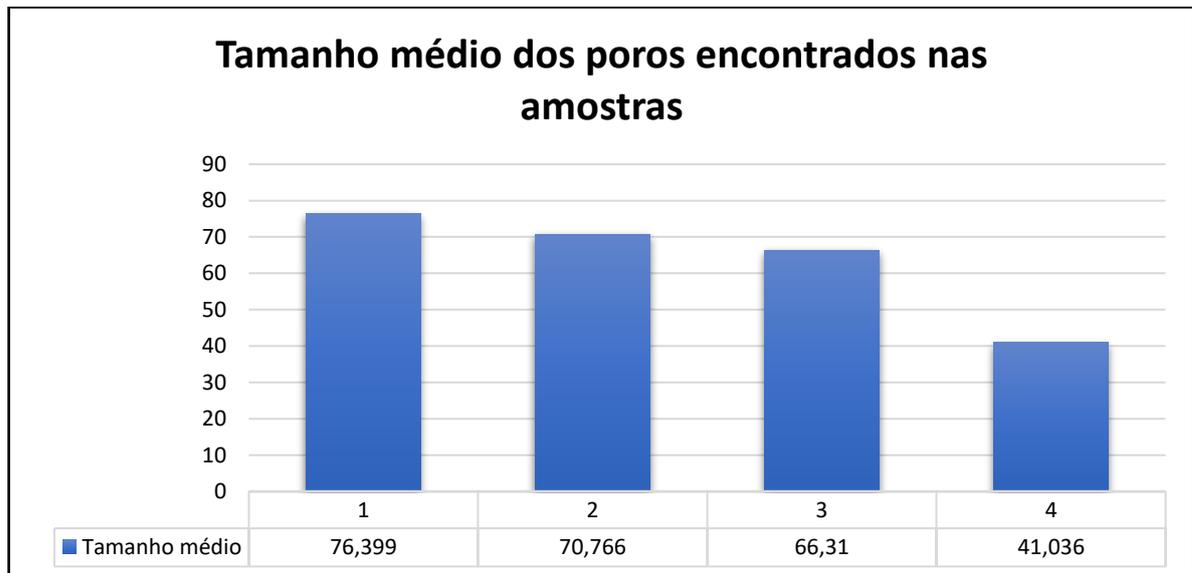


Fonte: Autor

Quando nos deparamos com o quadro 1, fica claro a quantidade superior de poros na amostra 4 em relação as outras. Isso pode ter ocorrido devido a amostra 4 ser a última a ser resfriada, uma vez que o resfriamento foi unidirecional, começando da amostra 1 e continuando sequencialmente até a amostra 4. Portanto, houve a falta de metal líquido para compensar a contração de solidificação e resfriamento e, por se tratar da última amostra, careceu de líquido e conseqüentemente não preencheu os espaços vazios.

Os gráficos 1 e 3 evidenciam de forma clara o ocorrido. No gráfico 1, é possível observar uma inclinação acentuada da curva entre os pontos 3 e 4. O gráfico 3 dimensiona de forma muito clara a afirmação descrita no parágrafo anterior.

Gráfico 3 – Tamanho médio dos poros encontrados nas amostras.



Fonte: Autor

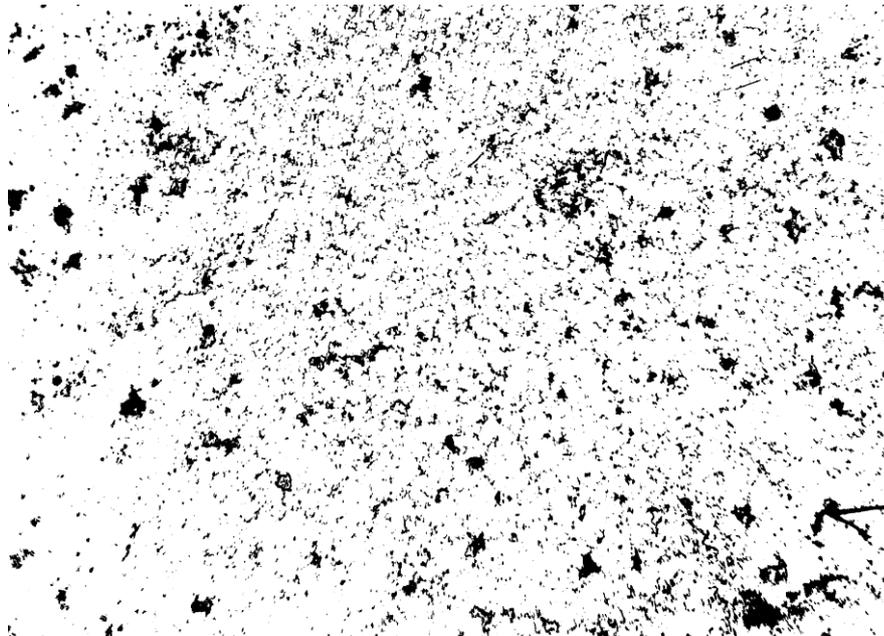
O gráfico 3 indica que há também uma diferença entre os tamanhos médios dos poros nas diferentes regiões do lingote. Apesar de possuir uma maior quantidade de poros, ao se comparar o tamanho médio com os tamanhos das amostras anteriores, é possível notar que houve uma redução significativa. Foi notado também que a porcentagem de área com a presença de poros aumentou em relação as outras, sendo de aproximadamente 4,8%. Ou seja, os poros diminuíram de tamanho, porém tiveram um maior espalhamento pela superfície da amostra.

A amostra 1 foi a que apresentou um maior tamanho médio de poros, aproximadamente 76,4 μm . Apesar da presença de líquido nessa região, a sua velocidade de resfriamento foi maior, uma vez que estava localizada mais próxima da parede resfriada por água, que era a

principal fonte de extração de calor. Conforme o resfriamento foi ocorrendo, o material foi solidificando, fazendo com que o líquido ficasse cada vez mais afastado dessa região e, conseqüentemente tornando o resfriamento mais lento, com uma menor taxa de extração de calor.

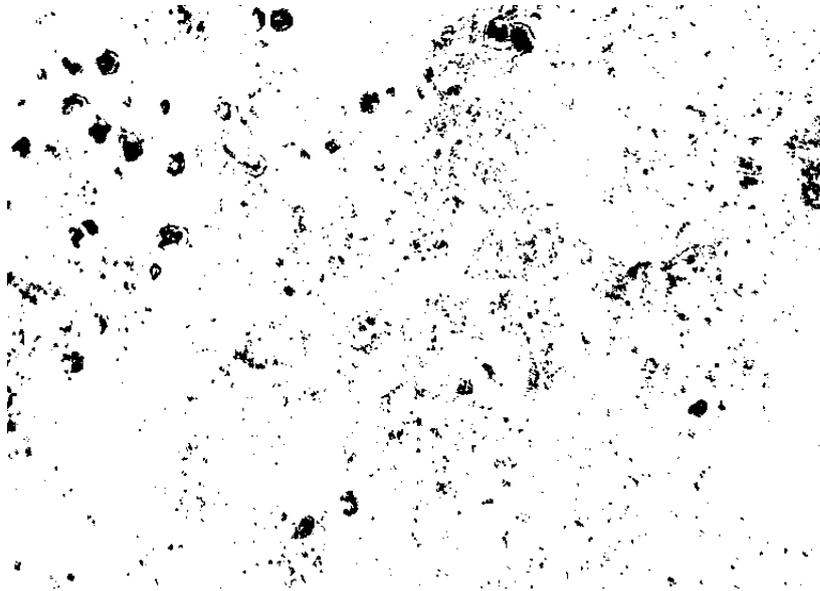
Para uma melhor análise dos poros, foi utilizado uma ferramenta no software chamada de treshold. Com essa ferramenta, foi possível destacar os poros contidos nas amostras, como é demonstrado nas imagens a seguir. Nas imagens, é possível ver de forma clara a redução do tamanho dos poros conforme as amostras se afastavam da zona inicial de resfriamento bem como o surgimento de uma alta quantidade de poros.

Imagem 14 - Porosidade da amostra 4 com ferramenta treshold



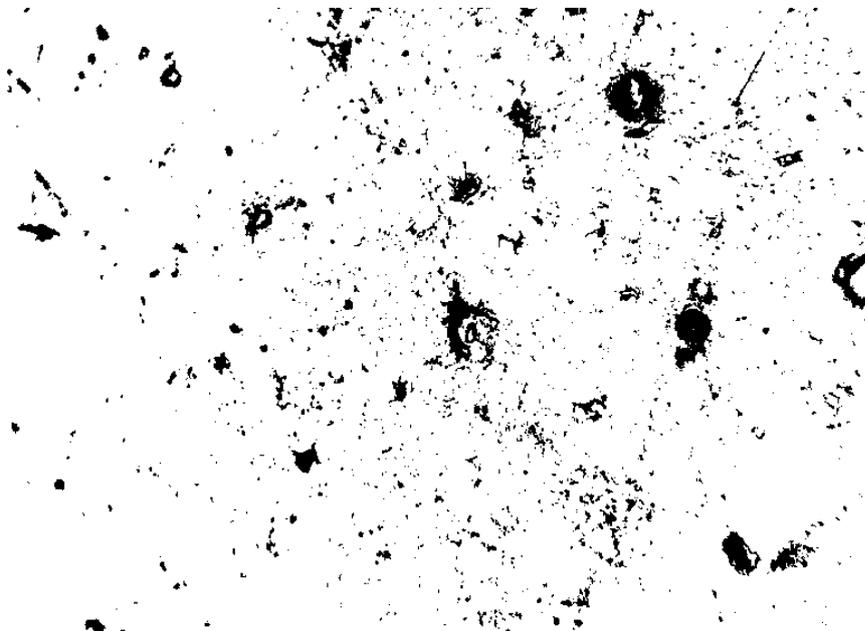
Fonte: Autor

Imagem 15 – Porosidade da amostra 1



Fonte: Autor

Imagem 16 – Porosidade da amostra 2 com ferramenta threshold.



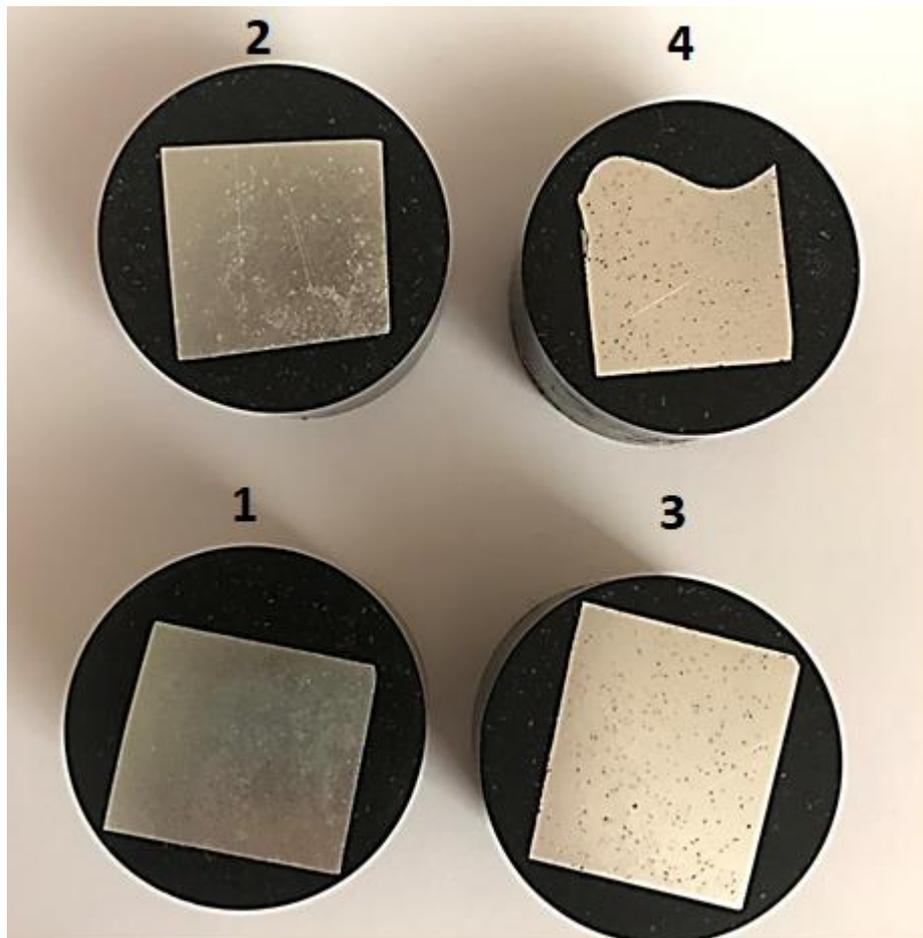
Fonte: Autor

Comparando as imagens tratadas, nota-se que há poros em todas as amostras. Apesar de bem variados, é possível notar a presença maior de poros pequenos do que poros grandes, que podem até ser observado sem o auxílio de lentes. Nota-se também, que estão espalhados por toda a superfície da amostra e não concentrados apenas em um único ponto.

Ao analisar as imagens tratadas, é possível ressaltar novamente que a amostra 4 foi a amostra em que houve a maior incidência dos poros. Essa afirmação fica claro ao se comparar a imagem 14 com as imagens 15 e 16. Apesar de possuir poros menores, com um tamanho médio de 41 μm , é possível ver que estão presente de fato toda a amostra.

Em ligas de pequenos intervalos de solidificação, os rechupes são concentrados e podem apresentar superfície lisa, diferentemente em intervalos de solidificação maiores, onde rechupes são mais dispersos e podem ser confundidos com porosidades de gás (FUOCO, 2014). Portanto, é possível definir que de fato surgiram diversas porosidades de rechupe, principalmente na amostra 4, por ser a última a ser resfriada. Identificado na imagem a seguir:

Figura 17 – Corpos de prova embutidos no baquelite.



Fonte: Autor

Figura 18 – Rechupe disperso em uma liga de alumínio 7% Si + 0,35 Mg



Fonte: Fuoco (2014).

Comparado as imagens, é possível notar a semelhança entre a amostra 4 e a figura 18, que representa rechupe espalhados por toda a superfície da amostra, e não de forma concentrada.

Isso vai de encontro com a técnica escolhida para o resfriamento do material, que tinha o intuito de orientar os grãos através de um resfriamento unidirecional e controlado.

Portanto a diferença de porosidade encontradas nas amostras ocorre devido, principalmente, o resfriamento unidirecional realizado nesse ensaio. Onde as amostras de número 1 e 2 registraram poros mais concentrados enquanto as amostras 3 e 4 registraram poros mais dispersos. Com isso é possível definir que o objetivo foi parcialmente atingido, uma vez que foi possível controlar a taxa de resfriamento do experimento.

As duas primeiras amostras, por estarem mais próximas à superfície resfriada por água, possuíram uma velocidade de resfriamento mais acelerada, já que a taxa de extração de calor era maior nessa região. Com isso, houve o surgimento de poros mais concentrados, apesar da maior concentração de líquido.

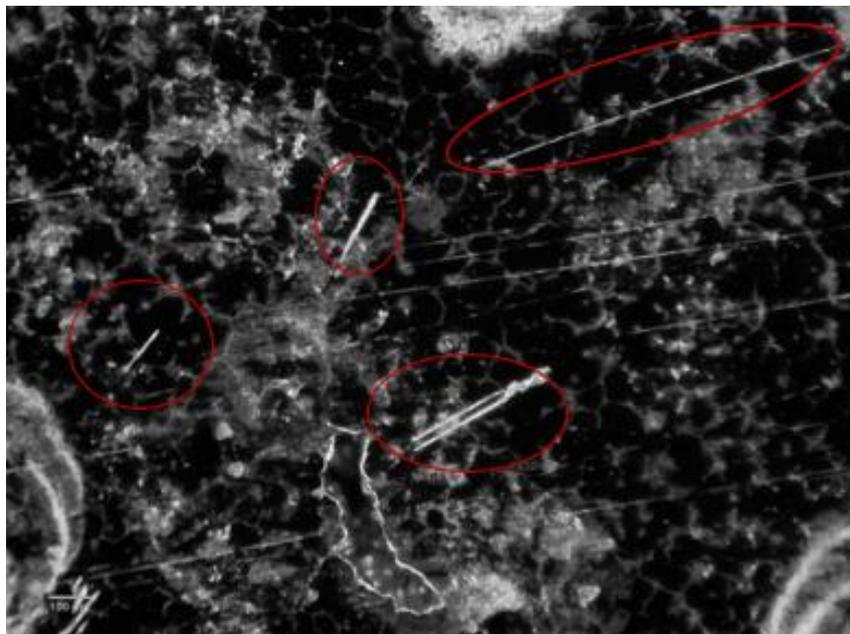
Conforme a solidificação ocorria, o líquido se afastava cada vez mais dessa região, fazendo com que a extração de calor fosse gradativamente menor. O fato de a parede do mecanismo de resfriamento ser isolada termicamente, fez com que a velocidade de resfriamento fosse ainda menor. Houve também uma extração de calor feita pela superfície do mecanismo,

já que não era possível cobrir a parte superior do molde. Essa extração de calor auxiliou a solidificação do líquido já que ocorria no mesmo sentido que o resfriamento gerado pela água corrente, porém não foi suficiente para causar um impacto considerável na microestrutura final. Com a velocidade de resfriamento menor, os espaços foram preenchidos de forma mais homogênea, porém conforme o metal ia se solidificando, o metal líquido ia ficando cada vez mais escasso fazendo com que alguns pontos não fossem preenchidos gerando assim poros menores.

É importante destacar que durante o uso da ferramenta, é necessário que seja feito um ajuste manual para que seja captado o maior número de poros possíveis e que os pontos destacados sejam de fato poros e não outros elementos das amostras, como contornos de grão ou ranhuras.

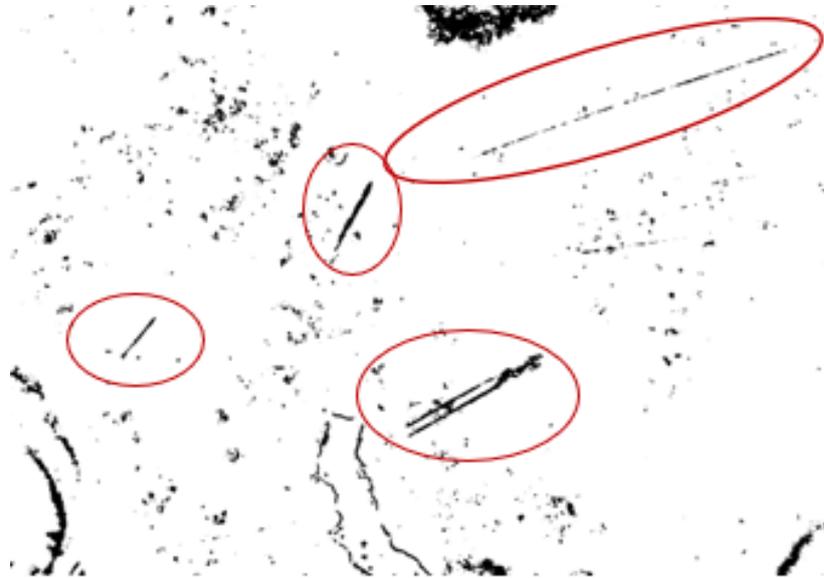
Outro cuidado necessário é analisar os dados de forma correta para que apenas os poros sejam analisados. Isso ocorre devido ao fato da imprecisão da ferramenta, que por sua vez pode incluir outros elementos da amostra. Isso ocorre na imagem a seguir, onde além dos poros, foi ressaltado também ranhuras que estavam na superfície da amostra.

Figura 19 – Amostra 3 na lupa



Fonte: Autor

Figura 20 - Porosidade da amostra 3 com ferramenta threshold



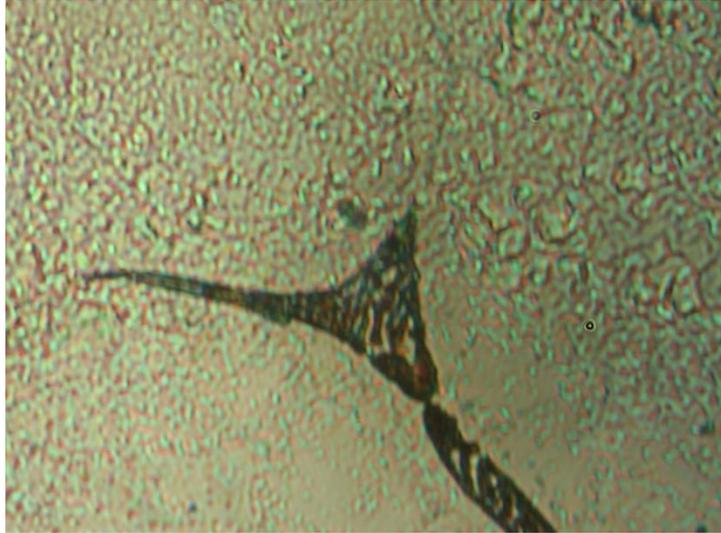
Fonte: Autor

Os pontos destacados nas figuras 19 e 20 são ranhuras na superfície das amostras. Como é possível notar na figura 19, existem outras ranhuras que não foram destacadas na figura 20, isso ocorreu devido ao ajuste realizado ao utilizar o threshold. Porém, riscos mais profundos não são totalmente excluídos e foram levados em consideração ao serem analisados

3.3 PRECIPITAÇÃO

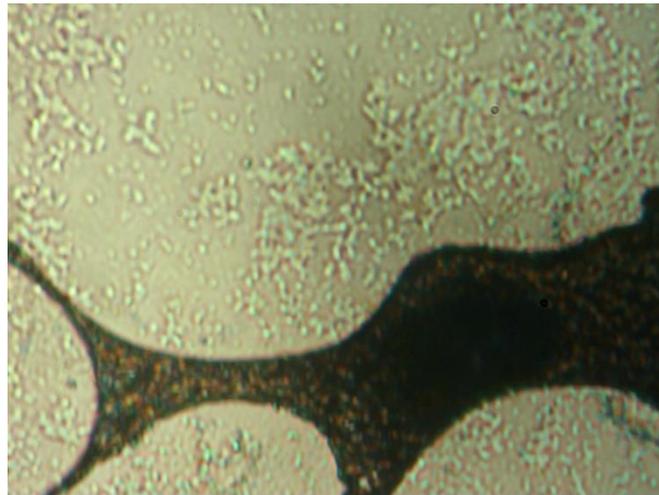
Usando ampliações maiores, no microscópio óptico, houve a tentativa de se identificar a presença de precipitados na amostra 4. Acreditou-se que os precipitados ocorreriam em todo o contorno do grão devido ao processo de solidificação. Os precipitados seriam mais uma evidência de que houve uma diminuição velocidade de resfriamento no material, e que ocorreriam de forma evidente na amostra 4. Como essa região resfriou mais lentamente que as outras, houve tempo para que a precipitação ocorresse no contorno do grão.

Figura 21 – Contorno de grão da amostra 4.



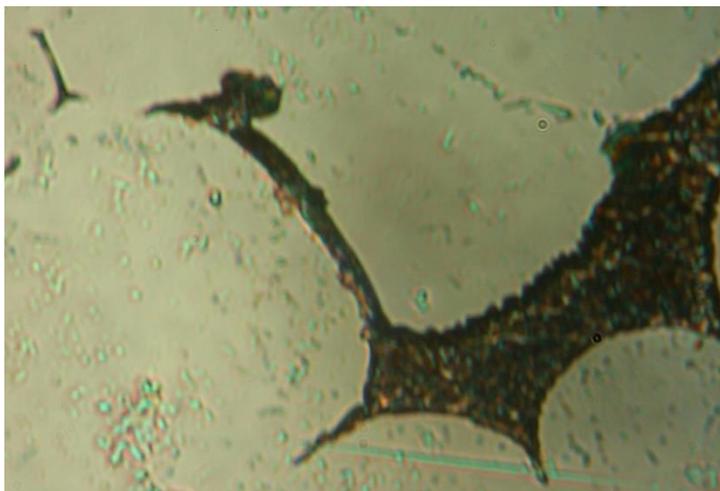
Fonte: Autor

Figura 22 – Contorno de grão da amostra 4.



Fonte: Autor

Figura 23 – Contorno de grão da amostra 4.



Fonte: Autor

As áreas mais escuras das imagens são os contornos dos grãos, em uma ampliação de 100x. Ao analisar as suas características, notou-se que são relativamente grossos, o que indica que não houve precipitação esperada. Os contornos de grão grossos significam que os elementos estão todos depositados na mesma região.

3.4 DIRECIONAMENTO DE GRÃO

Em relação ao direcionamento de grão, diversas tentativas de se identificar um possível direcionamento nas amostras foram feitas e, em todas elas, não foi possível relacionar tal fato. Nas quatro amostras, os grãos apresentam tamanhos similares bem como seus formatos, porém não houve indícios do direcionamento dos grãos em nenhuma das amostras, o que nos remete ao fato de que o experimento não obteve sucesso.

Possíveis justificativas para o ocorrido podem ser uma provável falta de capacidade do equipamento em dispersar calor e resfriar o material de forma rápida o suficiente para que tal feito ocorresse, bem como uma vazão baixa de água, sendo necessário um aumento para que o resfriamento fosse acelerado.

4 CONCLUSÃO

Nesse trabalho foi abordado a possibilidade de direcionamento dos grãos de uma liga de alumínio 7075 através de um resfriamento unidirecional, utilizando-se de um equipamento previamente desenvolvido para tal feito. O fenômeno da orientação microestrutural através do resfriamento unidirecional apresenta certa dificuldade para ser reproduzido, já que para tal feito é necessário que haja um mecanismo que seja capaz de isolar o material termicamente, de forma que exista só uma direção de extração de calor e que seja feita de forma veloz. Dessa forma, esse trabalho reúne informações, fatos e dados importantes que somam juntamente a uma literatura já existente relacionada a fundição, solidificação e comportamento de grãos das ligas de alumínio.

O trabalho reúne também informações a respeito do comportamento do material após o processo. Foi notado uma quantidade expressiva de poros espalhados por todas as amostras, com seu tamanho e formas variados a medida em que a altura do material aumentava. Isso auxilia na comprovação de que houve um controle na taxa de resfriamento, onde as amostras mais ao fundo, próximas da parede fria, resfriam primeiramente, seguido do resfriamento das amostras mais acima, longe da superfície fria.

A diferença entre o tamanho dos grãos encontrados em diferentes posições do lingote reafirma o sucesso no controle da taxa de resfriamento da amostra. Amostras mais próximas a superfície tiveram um tamanho e formato de grão mais bem definidos que amostras mais ao fundo. Como dispuseram de um maior período de resfriamento, houve um tempo maior para que os elementos de liga fossem segregados e formar contornos de grão mais grossos.

As análises microscópicas foram feitas graças ao ImageJ, um software de domínio público que possui diversas ferramentas para tratamento e diagnóstico de imagens. Através dessas ferramentas, foi possível fazer a maioria das observações e mensurá-las, como por exemplo o tamanho de grão, tamanho e quantidade de poros.

As análises que sucederam o experimento indicaram que, apesar de haver um controle na taxa de resfriamento, não houve mudança na morfologia dos grãos ao longo das amostras bem como um possível direcionamento. Para fundamentar esta circunstância, vale-se das seguintes hipóteses:

- A velocidade de resfriamento não foi suficiente para que houvesse uma orientação microestrutural;

- O equipamento utilizado para o resfriamento não conseguiu isolar o calor de forma eficiente;
- A vazão de água não foi suficiente para resfriar de forma rápida o material;

Por fim, sugere-se, para a continuação dos estudos relacionados ao direcionamento dos grãos, um estudo maior no equipamento utilizado bem como os parâmetros adotados para a realização do experimento. A análise das propriedades mecânicas do alumínio após o tratamento também seria uma alternativa interessante, ao comparar com uma liga comum de alumínio 7075 e quais as influências desse resfriamento no material. Não somente as características do molde de resfriamento podem ser estudadas, mas também as propriedades obtidas após o resfriamento e como elas se diferem de uma liga comum de alumínio e quais suas possíveis aplicações. Outras ligas de alumínio podem ser alvos dos estudos, cujo resultados obtidos podem ser comparados entre si para o melhor entendimento do processo, bem como suas propriedades.

REFERÊNCIAS

- ALCOA. **Catálogo ligas temperas**. 2010. Disponível em: <https://www.docsity.com/pt/ligas-e-temperas-de-extrusao-aluminio-alcoa/4813309/>. Acesso em: 11 jun. 2020.
- ALUMINUM ASSOCIATION. **Aluminum: properties and physical metallurgy**. Metals Park: ASM International, 1984.
- AMERICAN SOCIETY FOR METAL. **Metals handbook: corrosion**. Metals Park: ASM International, 2003.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals handbook: metallography and microstructures**. Metals Park: ASM International, 2004. v. 9. 1150p.
- BARAGETTI, Sergio; GEROSA, Riccardo; VILLA, Francesco. Fatigue behavior of DLC coated Al 7075-T6 alloy in an aggressive mixture. *In: J. Alfaiate and Prof. Ferri M.H.Aliabadi. Key engineering materials*. Dürnten: Trans Tech Publications, 2015. p. 81-84.
- BARBOSA, Anderson Luis. **Recristalização e crescimento de grãos: uma abordagem computacional baseada no algoritmo de autômato celular**. Orientador: Rodrigo José Contieri. 2017. 38 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Manufatura) – Faculdade de Ciências Aplicadas da Universidade Estadual de Campinas, Limeira, 2017.
- BARBOSA, Leonardo de Mello. **Influência da taxa de aquecimento no tratamento térmico de Solubilização da liga Al 7075**. Orientador: Prof. Dra. Mírian de Lourdes Noronha Motta de Melo. 2014. 70 f. Dissertação (Pós-Graduação em Materiais Para Engenharia) – Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2015.
- BROWN, Geoffrey. **The inaccessible earth: an integrated view to its structure and composition**. London: Springer Science & Business Media, 2012.
- BROWN, T. J. *et al.* **World mineral production 2006-10**. Keyworth, Nottingham: British Geological Survey, 2012.
- CARDOSO, José Guilherme da Rocha *et al.* A indústria do alumínio: estrutura e tendências. **BNDES Setorial**, Rio de Janeiro, n. 33, p. 43-88, mar. 2011.
- CAVALCANTE, Felipe Fernandes. **Comportamento mecânico e tenacidade à fratura de ligas de alumínio 2024 e 7075 submetidas a diferentes tempos de envelhecimento**. 2016. 100f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2016.
- CUBBERLY, Walter. Properties and selection: nonferrous alloys and pure metals. *In: ASM International Handbook Committee. Metals handbook*. Ohio, USA: ASM International, 1979. v. 2, p. 115-117.
- DURSun, Tolga; SOUTIS, Costas. Recent developments in advanced aircraft aluminum alloys. **Materials & Design (1980-2015)**, Ahmetadil, v. 56, p. 862-871, 2014.

FELTRIN, José Vanderlei. **Obtenção e caracterização de estruturas reofundidas e tixofundidas da liga de alumínio AA7075**. Orientador: Prof. Dr. Jaime Alvares Spim Junior. 2004. 135 f. Dissertação (Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais.) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2004.

FRANSSON, Christoffer. **Accelerated aging of aluminum alloys**. 2009. 83f. Independent thesis (Engineering Sciences, Physics and Mathematics) – Karlstad University, Faculty of Technology and Science, Karlstad, 2009.

FUOCO, Ricardo. **Defeitos de fundição porosidades de contração (rechupe)**. Disponível em:

<http://foundrygate.com/upload/artigos/Defeitos%20de%20Fundição%20de%20Alumínio%20-%20-%20Rechupe%20-%20Cintec%202014.pdf>. Acesso em: 22 jun. 2020.

KELTON, K. F.; GREER, A. L. **Nucleation in condensed matter: applications in materials and biology**. Amsterdam: Elsevier Science, 2010, 726 p.

MILLER, W. S. *et al.* Recent development in aluminum alloys for the automotive industry. **Materials Science and Engineering: A**, Ijmuiden, v. 280, n. 1, p. 37-49, 2000.

NECŞULESCU, Daniela Alina. The effects of corrosion on the mechanical properties of aluminum alloy 7075-T6. **UPB Sci. Bull**, Bucharest, v. 73, p. 223-229, 2011.

CUNHA NETO, Paulo Monteiro da. **Caracterização da cinética de crescimento de grão em ligas 6000 durante o envelhecimento artificial**. 2016.45f. Dissertação (Graduação em Engenharia de Materiais) – Centro Universitário FEI, São Bernardo do Campo, 2016.

OHNO, Atsumi. **Solidificação dos metais**. São Paulo: Livraria Ciência e Tecnologia, 1988.

OLIVEIRA, José Francisco de. **Estudo do fresamento de acabamento da liga de alumínio aeronáutico 7075-T6**. Orientador: Prof. Dr. João Roberto Ferreira. 2015. 98f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2015.

SAVONOV, Graziela da Silva *et al.* Study of the influence of the RRA thermal treatment and plasma nitriding on corrosion behavior of 7075-T6 aluminum alloy. **Surface and Coatings Technology**, São José dos Campos, v. 374, p. 736-744, 2019.

SCHMUCK, Cristelle *et al.* Quantitative analysis of GP zones formed at room temperature in a 7150 Al-based alloy. **Applied Surface Science**, v. 87, p. 228-233, 1995.

TEMMAR, M.; HADJI, M.; SAHRAOUI, T. Effect of post-weld aging treatment on mechanical properties of Tungsten Inert Gas welded low thickness 7075 aluminum alloy joints. **Materials & Design**, v. 32, n. 6, p. 3532-3536, 2011.

VASUDEVAN, Asuri K.; DOHERTY, Roger D. (ed.). **Aluminum Alloys: contemporary Research and Applications**. Philadelphia: Elsevier, 2012.

VOGT, H.; SPEIDEL, M. O. Stress corrosion cracking of two aluminum alloys: a comparison between experimental observations and data based on modelling. **Corrosion Science**, v. 40, n. 2-3, p. 251-270, 1998.

WANHILL, R. J. H. *et al.* Flight simulation fatigue crack propagation in 7010 and 7075 aluminum plate. **International Journal of Fatigue**, Amsterdam v. 1, n. 4, p. 205-209, 1979.

WEINGAERTNER, Walter Lindolfo; SCHROETER, Rolf Bertrand. **Tecnologia de usinagem do alumínio e suas ligas**. São Paulo: Alcan Alumínio do Brasil, 1990.

WILLIAMS, James C.; STARKE JR, Edgar A. Progress in structural materials for aerospace systems. **Acta Materialia**, v. 51, n. 19, p. 5775-5799, 2003.