

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ

**DANILO RUY
RENÊ BRONZE DOS SANTOS**

**ANÁLISE DA POROSIDADE E CARACTERIZAÇÃO DAS FASES NA LIGA DE AL
AA7050 RECICLADA POR FUNDIÇÃO EM AREIA E PRENSAGEM POR ECAP**

LONDRINA

2022

**DANILO RUY
RENÊ BRONZE DOS SANTOS**

**ANÁLISE DA POROSIDADE E CARACTERIZAÇÃO DAS FASES NA LIGA DE AL
AA7050 RECICLADA POR FUNDIÇÃO EM AREIA E Prensagem por ECAP**

**Analysis of porosity and characterization of phases in alloy Al AA7050 recycled
by sand casting and pressed by ECAP**

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Odney Carlos Brondino

**LONDRINA
2022**



[4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/)

Esta licença permite compartilhamento, remixe, adaptação e criação a partir do trabalho, mesmo para fins comerciais, desde que sejam atribuídos créditos ao(s) autor(es). Conteúdos elaborados por terceiros, citados e referenciados nesta obra não são cobertos pela licença.

**DANILO RUY
RENÊ BRONZE DOS SANTOS**

**ANÁLISE DA POROSIDADE E CARACTERIZAÇÃO DAS FASES NA LIGA DE AI
AA7050 RECICLADA POR FUNDIÇÃO EM AREIA E Prensagem por ECAP**

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Odney Carlos Brondino

Data de aprovação: 21/Junho/2022

Prof. Dr. Marcio Andreato Batista Mendes
Doutor em Ciência e Engenharia dos Materiais
Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Prof. Dr. Fabiano Moreno Peres
Doutor em Engenharia Metalúrgica
Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Prof. Dr. Odney Carlos Brondino
Doutor em Ciência e Engenharia dos Materiais
Universidade Tecnológica Federal do Paraná

LONDRINA

2022

RESUMO

A reciclagem de cavacos de usinagem, da liga de Alumínio AA7050, por fundição em areia é uma rota economicamente vantajosa em comparação com outras fundições. Já o processo mecânico de pressão em canal angular (ECAP) apresenta uma rota alternativa dos processos convencionais, para o fechamento de poros advindos da fundição. Este trabalho tem por finalidade demonstrar que essa rota alternativa de processo mecânico tem um resultado positivo no fechamento de poros, e realizar uma análise de porosidade e caracterização das fases da liga de alumínio, comparando as propriedades da liga refundida com a liga processada mecanicamente, assim tendo em vista a reutilização deste material no próprio setor aeronáutico ou em outro setor que necessite de uma liga secundária. Foram encontradas fases distintas da liga AA7050, que fez com que fosse necessário um estudo por EDS dos elementos presentes na amostra, esta análise revelou uma quantidade relevante de Si no material, a partir dessas análises obteve-se conclusões inesperadas, mas de grande valia na caracterização de fases.

Palavras-chave: Alumínio. Reciclagem. Pressão em canal angular.

ABSTRACT

Recycling of machining chips from the AA7050 Aluminum alloy by sand casting is an economically advantageous route compared to other foundries. On the other hand, the mechanical process of equal channel angular pressing (ECAP) presents an alternative route of the conventional processes, for the closing of superficial pores coming from the foundry. This work aims to bring this alternative route of mechanical process, and the porosity analysis and phases characterization of the aluminum alloy, comparing the properties of the alloy as received and the alloy without going through the machining process with the mechanically processed alloy, thus in view the reuse of this material in the aeronautical sector or in another sector that needs an alloy secondary. Different phases of the AA7050 alloy were found, which required an EDS study of the elements present in the sample, this analysis revealed a relevant amount of Si in the material, from these analyzes unexpected conclusions were obtained but of great value in the characterization of phases.

Keywords: Aluminum. Recycling. Pressing in angular channel.

LISTA DE FIGURAS

[Figura 1 – Gráfico do diagrama de fases Al-Zn](#)

[Figura 2 – Deformação no processo de Prensagem em Canal Angular](#)

[Figura 3 - Resultados do ensaio de tração: tensão de escoamento, limite de resistência e alongamento em uma liga de alumínio -2ª12](#)

[Figura 4 - Tamanho de grão depois do ECA *versus* a temperatura de pressão para Alumínio puro e duas ligas de Al Mg](#)

[Figura 5 - Fluxograma das etapas de preparação das amostras como recebida \(CR\)](#)

[Figura 6 - Amostra como recebida serrada embutida em resina poliéster](#)

[Figura 7 - Amostra CR, polida e embutida em resina poliéster indicando a presença de macroporos](#)

[Figura 8 - Fluxograma de preparação da amostra para realização da conformação mecânica e análises](#)

[Figura 9 – Imagem obtida por microscopia óptica da microestrutura atacada com reagente Keller \(10 s\)](#)

[Figura 10 – Imagem obtida microscopia óptica da microestrutura atacada por reagente Keller \(20 s\)](#)

[Figura 11 – Diagrama de equilíbrio de fases da liga Al-Si; a\) microestrutura bruta de fusão de uma liga Al-Si hipoeutética \(9 %Si\) 150x; b\) microestrutura bruta de fusão de uma liga Al-Si eutética \(12,6 %Si\) 400x; c\) microestrutura bruta de fusão uma liga hipereutética](#)

[Figura 12 – Difratoograma da amostra como recebida](#)

[Figura 13 – Na amostra CR, figura \(a\) poros com formato aleatório, figura \(b\) poros com formato circular](#)

[Figura 14 – Fase \$MgZn_2\$ formada e disposta na matriz de alumínio](#)

[Figura 15 – Microscopia óptica realizada com um aumento de 50x, sem ataque](#)

[Figura 16 – Amostra 01 após a realização da prensagem em canal angular](#)

[Figura 17 – Amostra 02 após a prensagem em canal angular \(face do primeiro passe\)](#)

[Figura 18 – Microestrutura com a presença de microporos](#)

[Figura 19 – Microestrutura: \(a\) e \(b\) presença de microporos e segundas fases nos contornos de grãos, \(c\) presença de macroporos e segundas fases](#)

[Figura 20 – Área analisada por EDS amostra 01](#)

[Figura 21 – Elementos encontrados na área em análise](#)

[Figura 22 – Área analisada por EDS na amostra 02](#)

[Figura 23 – Mapeamento dos elementos químicos encontrados na área analisada](#)

[Figura 24 – Picos dos elementos encontrados na fase clara da área estudada](#)

[Figura 25 – Picos dos elementos encontrados na matriz da área estudada](#)

[Figura 26 – Picos de elementos encontrados na fase escura na área estudada](#)

LISTA DE QUADROS

[Quadro 1 – Designação básica das ligas de alumínio](#)

[Quadro 2 – Classificação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio](#)

[Quadro 3 – Parâmetros dos tratamentos térmicos empregados industrialmente.](#)

[Quadro 4 – Materiais e fornecedores utilizados no estudo prático](#)

[Quadro 5 – Equipamentos, fabricantes e locais onde foram realizados a obtenção de amostras e análises da liga AA7050](#)

LISTA DE TABELAS

[Tabela 1 – Número de passes e parâmetros usados e encontrados no ECAP.](#)

[Tabela 2 – Percentagem de massa Elemental do CP e admissível](#)

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

cp	Corpo de Prova
CR	Como Recebido
DAEMA	Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais
DEMA	Departamento de Engenharia de Materiais
DRX	Difração de Raios X
EBSD	Difração de Elétrons Retro-espalhados
ECAP	Processo de Pressão em Canal Angular
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
LCE	Laboratório de Caracterização Estrutural
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótica
UFSCar	Universidade Federal de São Carlos
UTFPR	Universidade Tecnológica Federal do Paraná

LISTA DE SÍMBOLOS

μm	Micrómetro
Al	Alumínio
C	Celsius
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Fe	Ferro
K	Kelvin
Mg	Magnésio
mm	Milímetros
Mn	Manganês
MPa	Mega Pascal
N	Newton
Na	Sódio
nm	Nanômetro
O	Oxigênio
°s	Graus por segundos
s	Segundos
Si	Silício
Ti	Titânio
Zn	Zinco
Zr	Zircônio

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO

1.1 Justificativa

1.2 Objetivo geral

1.3 Objetivos específicos

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 Ligas de Alumínio

2.1.1 Ligas da Série 7XXX

2.1.2 Liga AA7050

2.2 Tratamentos Térmicos

2.2.1 Envelhecimento

2.3 Processo de Fundição

2.3.1 Fundição em Molde de Areia

2.4 Prensagem por Canal Angular

2.4.1 Parâmetros fundamentais do ECAP

2.4.1.1 Número de Passes

2.4.1.2 Influência da temperatura de prensagem

3 METODOLOGIA

3.1 Materiais

3.2 Métodos

3.2.1 Preparação de amostra como recebida

3.2.1.1 Embutimento

3.2.1.2 Lixamento

3.2.1.3 Polimento

3.2.2 Microscópio Óptico

3.2.3 MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura)

3.2.4 DRX (Difração de Raios X)

3.2.5 Preparação da amostra para o ECAP

3.2.5.1 Usinagem

3.2.6 ECAP (Prensagem em canal angular)

3.2.7 MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) cp conformado

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

[4.1 Microscopia Óptica](#)

[4.2 DRX \(Difração de Raios X\)](#)

[4.3 MEV \(Microscópio Eletrônico de Varredura\)](#)

[4.4 ECAP \(Prensagem em Canal Angular\)](#)

[4.5 MEV \(Microscópio Eletrônico de Varredura\) após ECAP](#)

[4.6 EDS \(Espectroscopia por energia dispersiva\)](#)

5 CONCLUSÃO

[5.1 Sugestões para trabalhos futuros](#)

REFERÊNCIAS

1 INTRODUÇÃO

Mesmo reciclando muitos materiais e reutilizando-os, ainda hoje o descarte é muito maior do que a reciclagem, contudo, no caso dos metais, se faz necessário esforços ainda maiores para que a reciclagem de metais possa ser melhor aproveitada e permitirem que as ligas metálicas sejam melhor reutilizadas de forma eficiente, conferindo aos componentes reciclados propriedades finais desejadas.

A liga de alumínio AA7050 é muito empregada em componentes estruturais aeronáuticos, como parafusos e componentes de ligação, porém quando passa pelo processo de usinagem, os cavacos são gerados e muitas vezes descartados.

Então a fundição em areia por ser mais barata vem sendo empregada para refundir esses cavacos para possíveis aplicações, porém quando os lingotes arrefecem, é observado uma porosidade inerente do processo e como consequência o material perde o tratamento térmico, fazendo com que as propriedades do material sejam comprometidas pela porosidade e pela perda do tratamento térmico.

Este trabalho tem como objetivo, analisar a porosidade através de análises microscópicas em microscopia ótica acoplado ao analisador de imagem e a caracterização de fases, será realizada utilizando-se Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Difração de Raios X (DRX) e análises metalográficas antes do processo de pressão em canal angular (ECAP) e após a conformação mecânica para verificar a eficiência de fechamento dos poros no corpo de prova (cp).

O processo ECAP foi efetivo no fechamento ou diminuição da maioria dos poros, porém as amostras foram fragilizadas durante o processo, em relação a caracterização de fases, foram encontradas fases semelhantes à de ligas Al-Si que levou a hipótese de fragilização antes do processamento mecânico.

1.1 Justificativa

Este trabalho tem como justificativa avaliar as condições microestruturais e o fechamento de poros de uma liga de alumínio a qual foi processada por um método economicamente mais viável de refusão e menos danoso ao meio ambiente.

Tendo em vista que são utilizadas três rotas de processamento convencionais para o fechamento de poros dessa liga refundida, este método alternativo tem por finalidade além do fechamento de poros, o refino dos grãos da

microestrutura da liga secundária, sendo assim uma maneira de redução gastos de um processo energético quando comparado com a obtenção das ligas primárias.

1.2 Objetivo geral

O objetivo principal deste trabalho é o de verificar o fechamento de poros da amostra refundida, antes e após o ECAP (Pressão por Canal Angular) e a caracterização das fases da liga de alumínio AA7050, por meio das técnicas de microscopia ótica (MO), microscópio eletrônica de varredura (MEV), Difração de Raios X (DRX).

1.3 Objetivos específicos

- a. Comparar a microestrutura da liga primaria de alumínio AA7050, com a microestrutura da mesma liga secundaria, após refusão dos cavacos.
- b. Verificar a possibilidade da utilização da liga obtida na fabricação de componentes de alta responsabilidade.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 Ligas de Alumínio

As ligas de alumínio são classificadas entre ligas conformadas mecanicamente e ligas fundidas. A *Aluminium Association* desenvolveu um sistema de nomenclatura a fim de separar essas duas classes e classificar os diferentes tipos de ligas [1]. As ligas conformadas mecanicamente têm a divisão da seguinte maneira:

- a. 1XXX: alumínio puro, usado principalmente em indústria elétrica e química.
- b. 2XXX: ligas com Cu como principal elemento de liga, contendo outros elementos como Mg. Empregadas principalmente em indústria aeronáutica.
- c. 3XXX: ligas com Mn como principal elemento de liga. Indicadas em aplicações arquitetônicas.
- d. 4XXX: ligas com o Si como principal elemento de liga. Aplicadas em varetas de solda e chapas de brasagem.
- e. 5XXX: ligas com Mg como principal elemento de liga. Usadas em materiais expostos ao ambiente marinho.
- f. 6XXX: ligas com Mg e Si como principal elemento de liga. Usadas em produtos extrudados na construção civil.
- g. 7XXX: ligas com Zn como principal elemento de liga, podendo conter elementos como o Cu, Mg, Cr, Zr. Usadas em estruturas de aeronaves e outras aplicações de alta resistência mecânica.
- h. 8XXX: ligas com Sn e Li empregadas em aplicações diversas [1].

Tanto ligas conformadas mecanicamente como as fundidas são subclassificadas em ligas tratáveis termicamente e não tratáveis termicamente. As famílias 2XXX, 6XXX e 7XXX são normalmente tratadas termicamente por solubilização, seguido de um resfriamento brusco. A partir da peça solubilizada é possível promover a precipitação de fases endurecedoras de forma coerente através do tratamento de envelhecimento, podendo este ser de forma artificial (aquecidas acima da temperatura ambiente) ou natural, neste caso, ocorre a formação de

precipitados na matriz primária na temperatura ambiente. Podem ser conformadas a frio após a solubilização e complementando o tratamento térmico na sequência com o envelhecimento mais adequado. Já as séries 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX possuem resistência mecânica inicial dada pelos elementos de liga presentes e suas propriedades são melhoradas substancialmente após a conformação a frio [1].

De acordo com o Quadro 1, é mostrado os diversos estados em que uma liga de alumínio tratável termicamente pode ser encontrada, a liga de alumínio utilizada neste trabalho é designada como AA7050-F.

Quadro 1 – Designação básica das ligas de alumínio

F	Como fabricado: aplicado a produtos para quais não há um controle especial após o aquecimento em condições de endurecimento a frio.
O	Recozimento: aplicado a produtos forjados que foram aquecidos para gerar o efeito de recristalização, produzindo uma condição de baixa resistência mecânica; os produtos fundidos são recozidos para melhorar a ductilidade e estabilidade dimensional.
H	Encruamento: aplicado a produtos forjados nos quais a resistência mecânica é melhor aumentada através do encruamento por trabalho a frio. Este processo pode ser seguido de um tratamento térmico, o qual gera certa redução na resistência.
W	Solubilização: aplicável às ligas que envelhecem espontaneamente na temperatura ambiente (envelhecimento natural) após a solubilização. Esta designação é especificamente usada quando o período de envelhecimento natural é indicado.
T	Termicamente Tratável: aplicado a produtos que são tratados a quente, algumas vezes com encruamento posterior.

Fonte: Totten e Mackenzie (2003).

Os fatores que determinam os tipos de tratamento térmico são: temperatura, taxas de aquecimento e resfriamento, tempo de permanência em uma determinada temperatura. A escolha adequada desses fatores está diretamente relacionada com a estrutura das ligas [2]. De acordo com o Quadro 2 são mostrados os tipos de tratamentos térmicos para as ligas. Como exemplo prático, é possível encontrar a liga AA7050 com um tratamento térmico T7451 fornecida comercialmente, o qual faz parte deste estudo e será explicado adiante, ou com um tratamento térmico T6.

Quadro 2 – Classificação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio

T1	Envelhecimento natural após o resfriamento de uma temperatura elevada decorrente do processo de conformação.
T2	Encruamento após o resfriamento de uma temperatura elevada decorrente do processo de conformação e posterior envelhecimento natural.

T3	Solubilização, encruamento e envelhecimento natural.
T4	Solubilização e envelhecimento natural.
T5	Envelhecimento artificial após o resfriamento de uma temperatura elevada decorrente do processo de conformação
T6	Solubilização e envelhecimento artificial.
T7	Solubilização e superenvelhecimento.
T8	Solubilização, encruamento e envelhecimento artificial.
T9	Solubilização, envelhecimento artificial e encruamento.
T10	Encruamento após o resfriamento de uma temperatura elevada decorrente do processo de conformação e posterior envelhecimento artificial.

Fonte: Totten e Mackenzie (2003).

2.1.1 Ligas da Série 7XXX

As ligas da série 7XXX são tradicionalmente compostas por teores de elementos de liga de cobre, magnésio e principalmente zinco, originando então uma liga quaternária Al-Zn-Mg-Cu. Sua composição química ainda constitui de elementos de liga, impurezas e aditivos [4].

Os elementos de liga presentes nesta série, Zn-Cu-Mg, tem uma variação na sua quantidade dentre 1 a 7% em peso. Determinadas ligas da série 7XXX não possuem Cu [6].

Os aditivos típicos são Cr, Mn, Zr e Ti e estão presentes em quantidades inferiores a 1% em peso. São adicionados para melhorar o comportamento de cristalização e a soldabilidade do material [6].

A presença de impurezas é comum por não conseguirem eliminá-las completamente durante a produção da liga, as mais comuns são o Fe e o Si [6].

Entre as ligas de alumínio as da série 7XXX são as que conseguem atingir maior nível de resistência mecânica. A maneira utilizada para aumentar as propriedades mecânicas é através de uma fase fina e dispersa, derivada da sua composição, efetuando um processo de tratamento térmico [5, 7].

As Ligas Al-Zn-Mg, 7X49, 7X50 e 7075, possuem alta resistência mecânica e boa ductilidade. Quando submetidas ao tratamento térmico T6 apresentam resultados com melhor combinação entre resistência mecânica, resistência a corrosão e tenacidade a fratura [7]. Este tratamento é aplicado para promover

algumas características especiais como a estabilidade das fases precipitadas neste tratamento além de potencializar as propriedades das ligas mencionadas.

2.1.2 Liga AA7050

A liga AA7050 é reconhecida por sua grande aplicação comercial e pela presença de elementos de liga como magnésio, cobre, zircônio e zinco em sua composição. Cada um desses elementos contribui para propriedades finais da liga de seguinte modo:

- Cu aumenta a resistência química;
- Zn, Mg e Zr: induzem a precipitação de partículas de segunda fase;
- Mn e Cr: formam dispersóides retardando o processo de recristalização e crescimento de grãos.
- Fe e Si como impurezas pois formam fase de natureza frágil.

Para que a liga confira essa mistura de propriedades é necessário a aplicação de tratamentos térmicos na liga. O tratamento térmico convencional do mercado para esta liga é o T7451, seus parâmetros estão descritos no Quadro 3.

Quadro 3 – Parâmetros dos tratamentos térmicos empregados industrialmente.

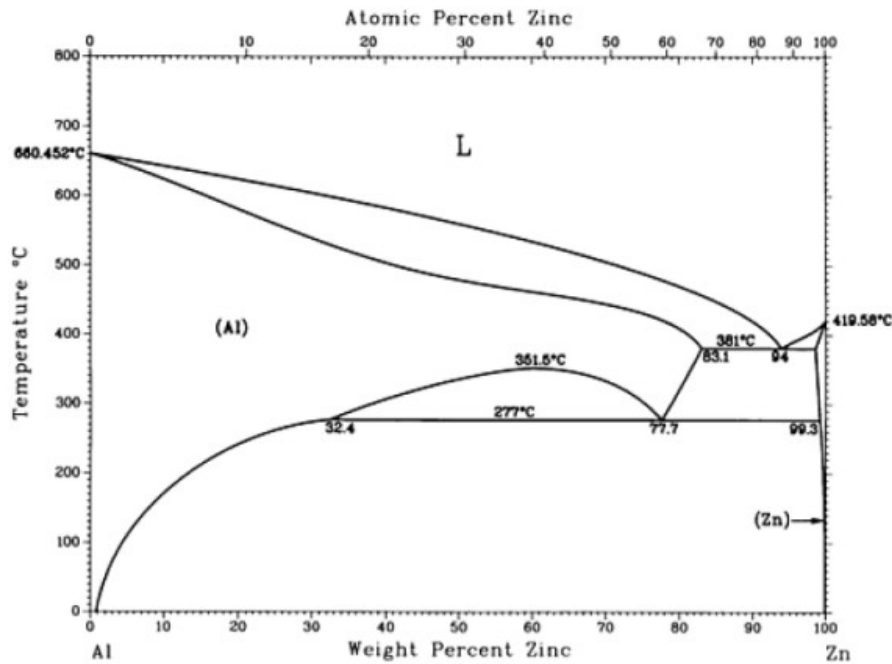
Tratamento térmico	Solubilização	Envelhecimento	Tempo
T7451	470 – 480 °C	1º) 115 – 125 °C	1 a 6 horas
	Resfriado	2º) 160 – 170 °C	24 a 30 horas

Fonte: Jacumasso (2014).

2.2 Tratamentos Térmicos

O tratamento de solubilização consiste em aquecer uma amostra, fundida ou trabalhada mecanicamente a uma temperatura adequada, manter a liga nessa temperatura por tempo suficiente para que os átomos de soluto se difundam de modo que se dissolvam na matriz formando uma solução sólida homogênea, e resfriar rapidamente o material, para manter os elementos de liga em solução sólida supersaturada em temperatura ambiente [6, 7, 8]. Com o diagrama de fase binário Al-Zn, representado na Figura 1, é possível verificar a solubilidade do elemento de liga no alumínio em várias temperaturas, mas como há outros elementos presentes na liga, a temperatura de solubilização é um valor aproximado [8].

Figura 1 – Gráfico do diagrama de fases Al-Zn



Fonte: Murray (1992).

Durante o tratamento térmico de solubilização, a solubilidade do elemento que é adicionado aumenta com a temperatura, esse tratamento possui a seguinte sequência: aquece a uma temperatura suficiente que provoque a total solubilização, resfria bruscamente para manter o elemento adicionado na temperatura ambiente em solução sólida supersaturada e então aplica-se o envelhecimento natural ou artificial [8].

2.2.1 Envelhecimento

Quando o tratamento térmico, ele pode ocorrer de forma natural ou artificial, depende de como se manifesta o endurecimento por precipitação do elemento que está em solução sólida. Quando ocorre a temperatura ambiente é chamado de envelhecimento natural e quando necessita de aquecimento para que ocorra é chamado de tratamento térmico de envelhecimento artificial [8].

2.3 Processo de Fundição

Para efetuar uma operação de fundição, o metal é primeiro aquecido a uma temperatura elevada o suficiente para convertê-lo totalmente ao estado líquido. Ele é então vazado, ou de outra forma direcionado, a cavidade do molde.

Tão logo o metal fundido atinge o molde, ele começa a resfriar. Quando a temperatura cai o suficiente, a solidificação, que envolve mudança de fase do metal, tem início. Para completar a mudança de fase, tempo é necessário e calor considerável é removido no processo, durante essa etapa do processo que o metal assume a forma sólida da cavidade do molde e que muitas das propriedades e características do fundido são estabelecidas [9].

2.3.1 Fundição em Molde de Areia

Na fundição em areia, a cavidade do molde é formada a partir de um modelo, feito de madeira, metal, plástico, ou outro material, com a forma da peça que será fundida. Normalmente a cavidade é formada pela compactação da areia ao redor do modelo, cada metade numa caixa (superior e inferior), de tal forma que quando o modelo é removido, o vazio remanescente tem a forma desejada para a peça fundida. O modelo é geralmente formado em tamanho maior, para permitir a contração do metal quando ele solidifica e resfria [9].

À medida que o material flui para o interior do molde, o ar que previamente ocupava a cavidade e, também, os gases quentes formados pelas reações no material fundido devem ser evacuados para que o material preencha por completo o espaço vazio. Na fundição em areia a porosidade natural do molde, permite que ar e gases escapem através das paredes da cavidade [9]. Vale ressaltar que a porosidade advinda do molde, pode gerar porosidade superficial na peça fundida.

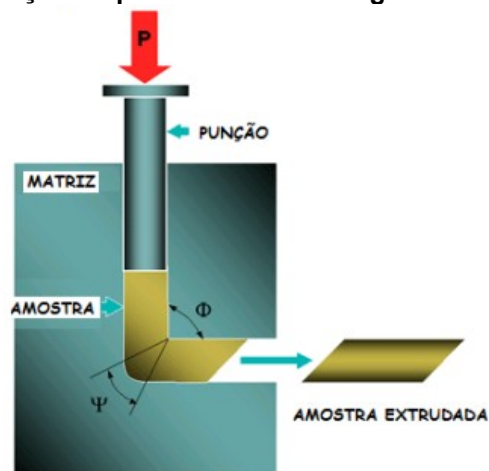
2.4 Prensagem por Canal Angular

Recentemente, diferentes técnicas de processamento têm sido propostas, desenvolvidas e avaliadas para a investigação de deformações plásticas severas de materiais metálicos. Principalmente para a produção de materiais com grãos ultrafinos em níveis industriais semi-contínuos. Estas técnicas incluem a prensagem por canal angular ou “equal channel angular pressing” (ECAP), que foi introduzida

como uma ferramenta potencial de processamento para obtenção de materiais ultrafinos ou nanocristais na década de 80.

O princípio de processamento do ECAP está baseado na aplicação de uma deformação plástica severa, através da imposição de uma deformação extremamente alta a uma temperatura relativamente baixa, sem nenhuma mudança nas dimensões da seção transversal do material. Conforme exemplificado na Figura 2.

Figura 2 – Deformação no processo de Prensagem em Canal Angular



Fonte: USC (2018).

O processamento por (ECAP) consiste, basicamente, em fazer passar uma amostra de material de uma extremidade à outra de dois canais de uma matriz rígida, sendo que estes canais se interceptam fazendo entre si um ângulo, Φ . A deformação ocorre paralelamente ao plano de intercessão dos dois canais [10, 11, 12].

Existem quatro rotas que podem ser utilizadas na prensagem, a distinção entre as rotas do ECAP está entre as rotações em relação à direção de aplicação de carga do material após cada passe de deformação. Na rota A o material processado não sofre rotação entre os passes de deformação. Na rota BA o material sofre rotações alternadas de 90° , em relação à direção de prensagem, nos sentidos horário e anti-horário. Na rota BC o material sofre após cada passe uma rotação de 90° no sentido horário. Por fim, na rota C o material sofre uma rotação de 180° entre cada passe. [6]

O refino microestrutural e a melhoria das propriedades mecânicas são duas importantes consequências, constituindo-se o ECAP um processo potencialmente

capaz de aumentar ao mesmo tempo a resistência mecânica e a ductilidade, via redução do tamanho de grão [10,11, 13, 14].

Para materiais de baixa resistência mecânica, este processo é relativamente simples. A prensagem é feita à temperatura ambiente, as dimensões da seção transversal não mudam com os passes na matriz, a amostra pode ser pressionada repetidas vezes, atingindo altas deformações. Entretanto, para materiais de alta resistência mecânica e ligas de difícil trabalho com sistemas de deslizamento restritos, a operação de extrusão pode levar a formação de trincas no material [15].

Aumentando-se a temperatura de trabalho, parece ser uma solução simples para corrigir problemas encontrados a temperatura ambiente. Entretanto, experimentos mostram que altas temperaturas de processamento direcionam para a recuperação e recristalização [15].

A operação pode ser facilitada com aumento do ângulo Φ para valores maiores que 90° . Entretanto é importante notar que experimentos também mostram que microestruturas ideais de grãos ultrafinos equiaxiais separados por contorno de grão de alto ângulo, são atingidas mais facilmente quando alta deformação é imposta em cada passe num ângulo de $\Phi=90^\circ$, representando ótimas condições de processamento.

É possível pressionar ligas resistentes à temperatura ambiente usando uma matriz com ângulo de 90° , mas com a pressão de operação de retorno. Isso tem sido usado com sucesso no processamento de materiais, e experimentos mostram que a pressão de retorno aumenta a trabalhabilidade dos materiais e suprime algumas perdas [15].

O ECAP é especialmente atrativo por diversas razões:

- a). Podem ser aplicadas deformações muito elevadas ao metal [10, 12, 16];
- b) A textura da superfície do material pode ser mudada conforme a escolha da rota de processamento [10, 16];
- c). Pode ser aplicada para peças razoavelmente grandes, então existe um potencial para produção de materiais que podem ser usados para fins estruturais [13].
- d). É um procedimento relativamente simples, que por isso pode ser aplicado para uma grande diversidade de ligas [10,14];
- e) O ECAP pode ser desenvolvida e aplicada em materiais com diferentes estruturas cristalinas [14];

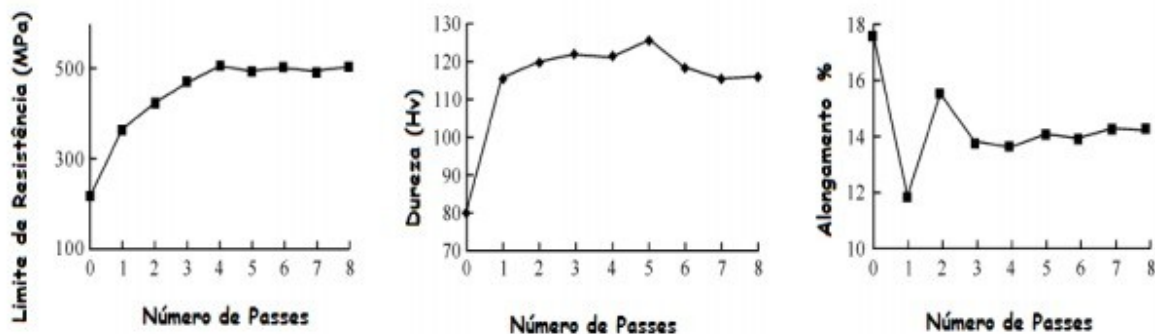
- f). Uma razoável homogeneidade de deformação é atingida [9];
- g) O processo pode ser realizado em escala relativamente grande. Existe potencial de desenvolvimento de ECAP para uso em produção comercial de metais [10,12];
- h). Neste processo não há alteração na seção transversal da amostra, portanto, a operação pode ser repetida várias vezes, permitindo obter graus de deformação muito altos em amostras metálicas [15, 16, 17].

2.4.1 Parâmetros fundamentais do ECAP

2.4.1.1 Número de Passes

Diferentes números de passes podem ser aplicados durante o ECAP. A figura 3 mostra a relação entre o limite de resistência, dureza e alongamento e o número de passes para uma liga de alumínio 2A12 processado por ECAP. O valor do limite de resistência sem deformação é de 213 MPa, e após um passe atinge 367 MPa, 70% de aumento, e com o aumento do número de passes para 4, este valor chega a um máximo de 502,6 MPa. A dureza aumenta em torno de 50% após o primeiro passe. A influência do número dos passes no alongamento é clara na Figura 3, depois de um passe, há redução de 17,5% para 11,8%, depois a plasticidade é aumentada com o aumento do número de passes [18].

Figura 3 - Resultados do ensaio de tração: tensão de escoamento, limite de resistência e alongamento em uma liga de alumínio -2^a12



Fonte: Bi *et al.* (2008).

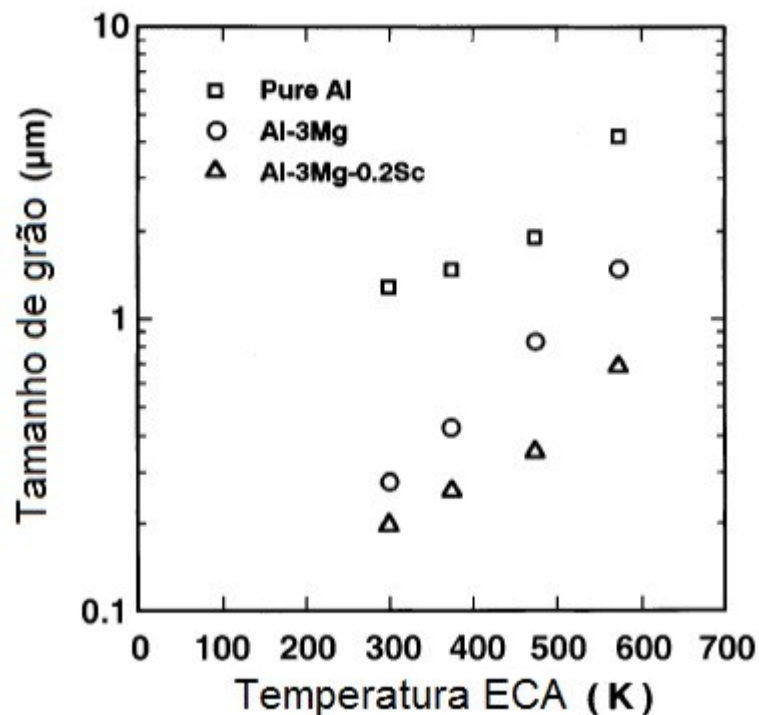
A variação da plasticidade de materiais processados por ECAP difere de materiais sujeitos a outros tipos de deformação plástica. Geralmente, quando o material é deformado plasticamente, a resistência e dureza aumentam enquanto a

plasticidade diminui. Mas, quando materiais são processados por ECAP, a plasticidade diminui depois do primeiro passe e aumenta com o aumento do número de passes. Este aumento é atribuído ao refinamento de grão para tamanhos submicrométricos depois do ECAP, o que promove o aumento do número de contorno de grãos, e dessa forma, aumenta tanto a resistência como a plasticidade [18].

2.4.1.2 Influência da temperatura de prensagem

A influência da temperatura é um fator relevante no uso do ECAP porque pode ser controlada de maneira relativamente fácil. Resultados de vários experimentos mostram que o equilíbrio do tamanho de grão aumenta com o aumento da temperatura, como mostra a Figura 4 [10].

Figura 4 - Tamanho de grão depois do ECA versus a temperatura de pressão para Alumínio puro e duas ligas de Al Mg



Fonte: Valiec e Langdon (2006).

3 METODOLOGIA

Para realização deste trabalho, foi feito um estudo teórico em livros, artigos e publicações, dando ênfase no estudo de conformação mecânica por ECAP e caracterização microestrutural por Microscopia Eletrônica de Varredura. A seguir são apresentados os materiais e métodos, seguido da realização de discussões dos resultados obtidos deste trabalho.

3.1 Materiais

No Quadro 4 estão dispostos os principais materiais e fornecedores que foram utilizados neste trabalho.

Quadro 4 – Materiais e fornecedores utilizados no estudo prático

Materiais	Fornecedores
Cavaco	DEMA- UFSCar
Resina poliéster	DAEMA
Catalisador da Resina	DAEMA
Alumina	DAEMA
Sílica coloidal	DAEMA
Pó de Grafite	DEMA- UFSCar
Reagente Keller	DAEMA

Fonte: Autoria Própria.

3.2 Métodos

Na Tabela 5 estão descritos os equipamentos, fabricantes e locais onde foram realizados a obtenção de amostras e análises da liga AA7050 refundida em molde de areia.

Quadro 5 – Equipamentos, fabricantes e locais onde foram realizados a obtenção de amostras e análises da liga AA7050

Equipamento	Fabricante	Local
Politriz	FORTEL	UTFPR
DRX	BRUKER	UTFPR
MO	ZEISS	UTFPR
ECAP	-	UFSCar
MEV	INSPECT XL30 TMP	LCE
EBS	EDAX	LCE

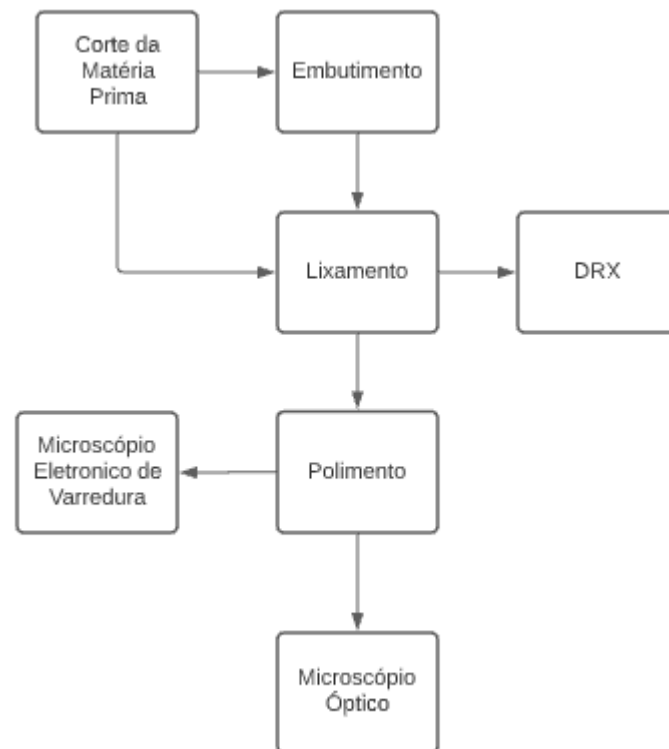
Fonte: Autoria Própria.

Os procedimentos de preparação de amostra, análise microestrutural e conformação mecânica são apresentados a seguir para melhor compreensão do trabalho.

3.2.1 Preparação de amostra como recebida

Primeiramente necessitou-se da preparação de amostras para análises por microscopia óptica, para verificarmos a disposição dos grãos da amostra CR e DRX, onde será identificado as fases da amostra CR. As etapas de preparação estão representadas a seguir no fluxograma abaixo, Figura 5.

Figura 5 - Fluxograma das etapas de preparação das amostras como recebida (CR)



Fonte: Autoria Própria.

A matéria prima alumínio 7050 refundida em molde de areia nos foi concedida pela UFSCar, os cavados que foram refundidos em cadinhos de carbetto de Si foram cedidos da Embraer. Não ocorreu nenhum controle ou registro de parâmetros desta refusão para fins de estudo ou complemento no trabalho.

Este tarugo foi inicialmente cortado com serra de bancada e retirado uma amostra de 10x10 mm para realização do embutimento.

3.2.1.1 Embutimento

O embutimento foi realizado a frio com resina poliéster e catalisador da marca Redelease. A cura ocorreu por 2 horas em um molde cilíndrico de PVC de uma polegada, na Figura 6 é mostrada a amostra embutida. O embutimento a frio é aconselhado para amostras de ligas de alumínio, afim evitar qualquer alteração de fase ou na estrutura da amostra.

Figura 6 - Amostra como recebida serrada embutida em resina poliéster



Fonte: Autorial Própria.

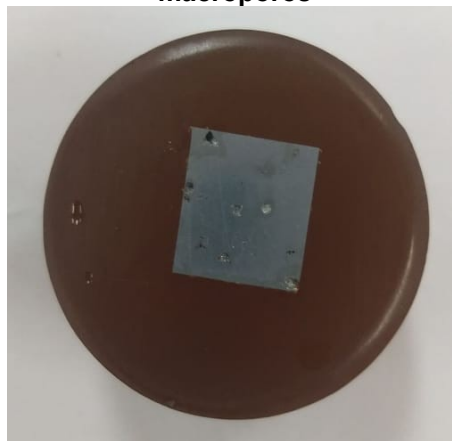
3.2.1.2 Lixamento

Nesta etapa foi necessária cautela, pois a criação de planos é facilitada em materiais dúcteis. O processo foi realizado em lixas d'água de granulação 80, 120, 400, 800, 1200 progressivamente. A cada lixa a amostra era rotacionada 90 graus para eliminação de planos indesejados. Esse processo foi assistido por água em todas as lixas.

3.2.1.3 Polimento

O polimento ocorreu em uma politriz mecânica rotativa, assistido por água corrente (gotejamento) e solução de alumina de 0,1 μm . A amostra durante este processo foi girada no sentido contrário da rotação do pano de polimento, para eliminação de possíveis riscos e obtenção de uma face espelhada. A Figura 7 ilustra a amostra polida, indicando a presença de macroporos na amostra.

Figura 7 - Amostra CR, polida e embutida em resina poliéster indicando a presença de macroporos



Fonte: Autorial Própria.

3.2.2 Microscópio Óptico

Inicialmente foi realizada uma análise microscópica para verificação dos tamanhos de grão e possíveis fases presentes na matriz metálica e nos contornos de grão. Esta análise foi realizada em um microscópio óptico ZEISS, no laboratório do DAEMA (Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais), na Universidade Tecnológica Federal do Paraná, campus de Londrina-PR.

3.2.3 MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura)

Para observar com maior resolução as fases e porosidade presentes, foi realizada também análises em um microscópio eletrônico de varredura nos laboratórios da UFSCar em São Carlos-SP.

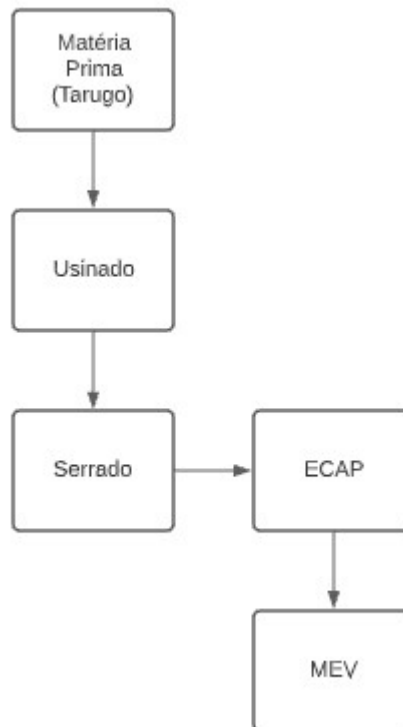
3.2.4 DRX (Difração de Raios X)

A difração por raios X foi usado para caracterização microestrutural, para verificação dos elementos químicos e fases presentes na amostra, esta análise foi realizada pelo laboratório multiuso da UTFPR. O procedimento foi realizado utilizando uma amostra com dimensões de 10x10x0,2 mm, obtida a partir de um difratômetro de raios X, modelo Bruker D2 Phase. O procedimento iniciou-se com ângulo 2θ de 10° e finalizou-se com 100° e $\lambda = 0.1542$ nm ($\text{CuK}\alpha$), onde o incremento foi de $0,03^\circ/\text{s}$.

3.2.5 Preparação da amostra para o ECAP

Para um melhor entendimento da preparação da amostra para realização da conformação mecânica por ECAP (Prensagem por Canal Angular) foi criado um fluxograma, figura 8, que será descrito detalhadamente nos tópicos posteriores.

Figura 8 - Fluxograma de preparação da amostra para realização da conformação mecânica e análises



Fonte: Autoria Própria.

3.2.5.1 Usinagem

Para a realização da prensagem em canal angular, foi necessário fresar a amostra para que suas dimensões ficassem conforme a abertura da matriz do ECAP, desta forma, o corpo de prova (cp) ficou com as dimensões finais de 10x10x100 mm. A usinagem da amostra foi realizada na empresa ATX usinagem de precisão, localizada em Londrina-PR.

Como o corpo de prova estava com a dimensão de 100 mm de comprimento, foi sugerido pelo técnico do laboratório do ECAP que fosse serrado em duas amostras de 50 mm para facilitar a passagem pela matriz, este processo foi realizado no laboratório de usinagem da Universidade Federal de São Carlos.

3.2.6 ECAP (Prensagem em canal angular)

Utilizou-se a rota BC na conformação mecânica, realizando a prensagem numa matriz com ângulo de canal de 120°, numa taxa de prensagem de 1 mm/min, com finalidade de realizar o fechamento dos poros existentes na amostra.

Durante a execução do ECAP foi utilizado pó de grafite como lubrificante, a matriz foi aquecida em 350 °C e 400 °C com auxílio de eletrodos acoplados, a prensagem ocorre sem uma pressão predefinida, a máquina aumenta a pressão conforme a necessidade da passagem do cp, a conformação mecânica foi realizado na UFSCar.

3.2.7 MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) cp conformado

Realizou-se a análise por MEV para verificar se os poros foram fechados ou diminuídos após a conformação mecânica, além da presença de fases e distribuição dos elementos. Esta análise foi realizada nos laboratórios da UFSCar.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Microscopia Óptica

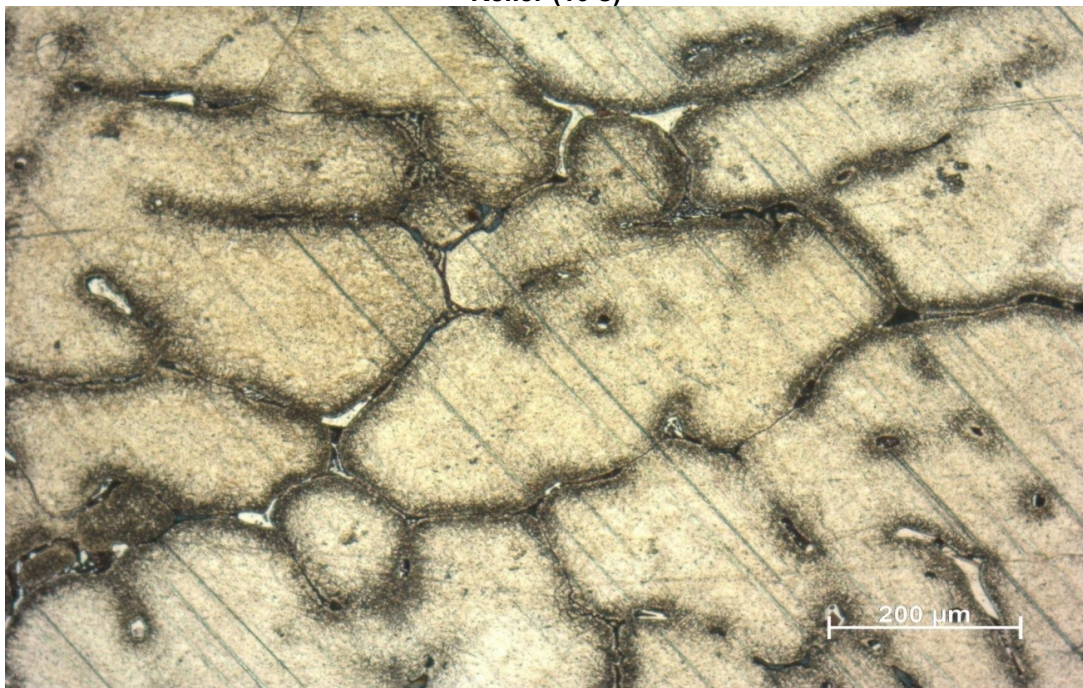
Na Figura 9 a amostra foi submetida ao ataque químico por reagente Keller por 10 segundos, é possível notar a presença de segunda fase disposta nos contornos de grão.

Para uma melhor exatidão a mesma amostra foi atacada por mais 10 segundos no ácido, figura 9, onde pudemos observar mais claramente a presença de segunda fase precipitada nos contornos de grão, advindos previamente do processo de refusão.

Pode-se observar na figura 10 temos uma microestrutura eutética, com concentração de silício na matriz dispersar pelos contornos de grão em formato de agulhas.

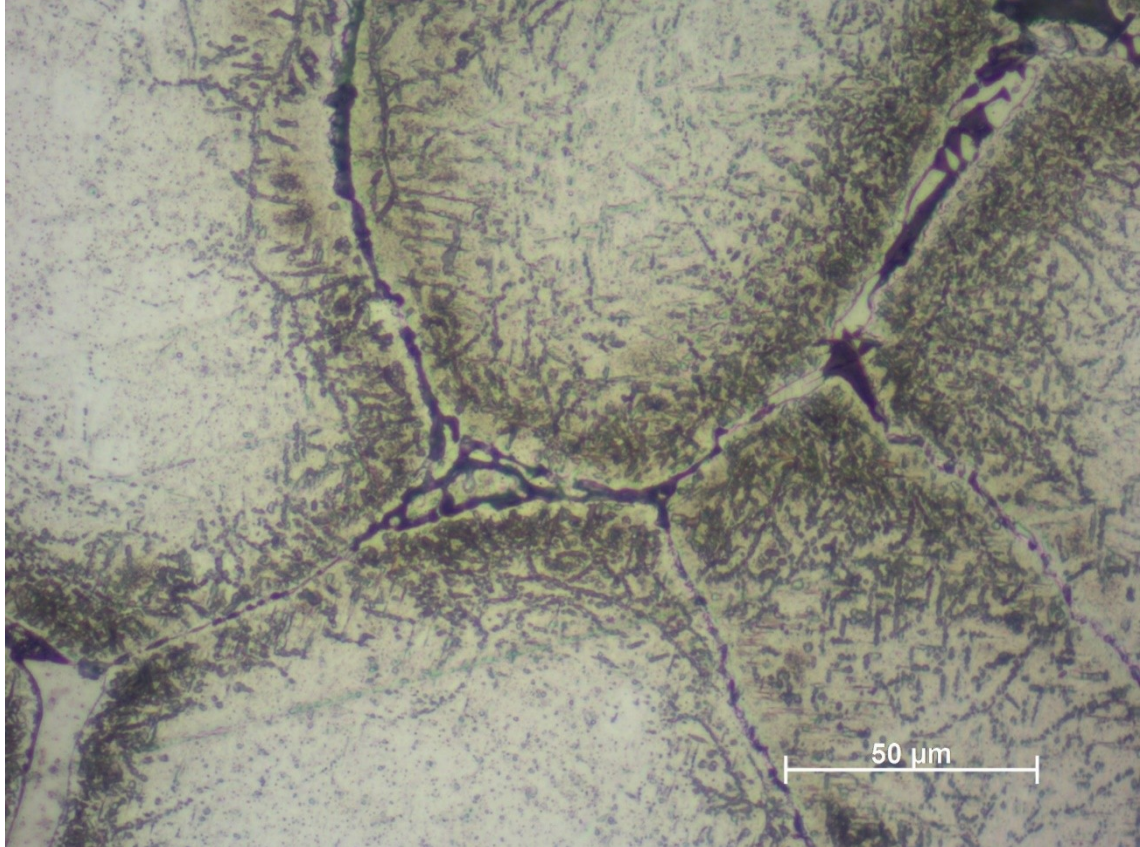
A partir dessa observação é possível deduzir que a liga AA7050 no processo de fundição em contato com uma quantidade significativa de silício fez com que ocorresse uma modificação de estrutura, assim tendo uma microestrutura bem mais semelhante à de uma liga Al-Si como demonstra a figura 11. [25].

Figura 9 – Imagem obtida por microscopia óptica da microestrutura atacada com reagente Keller (10 s)



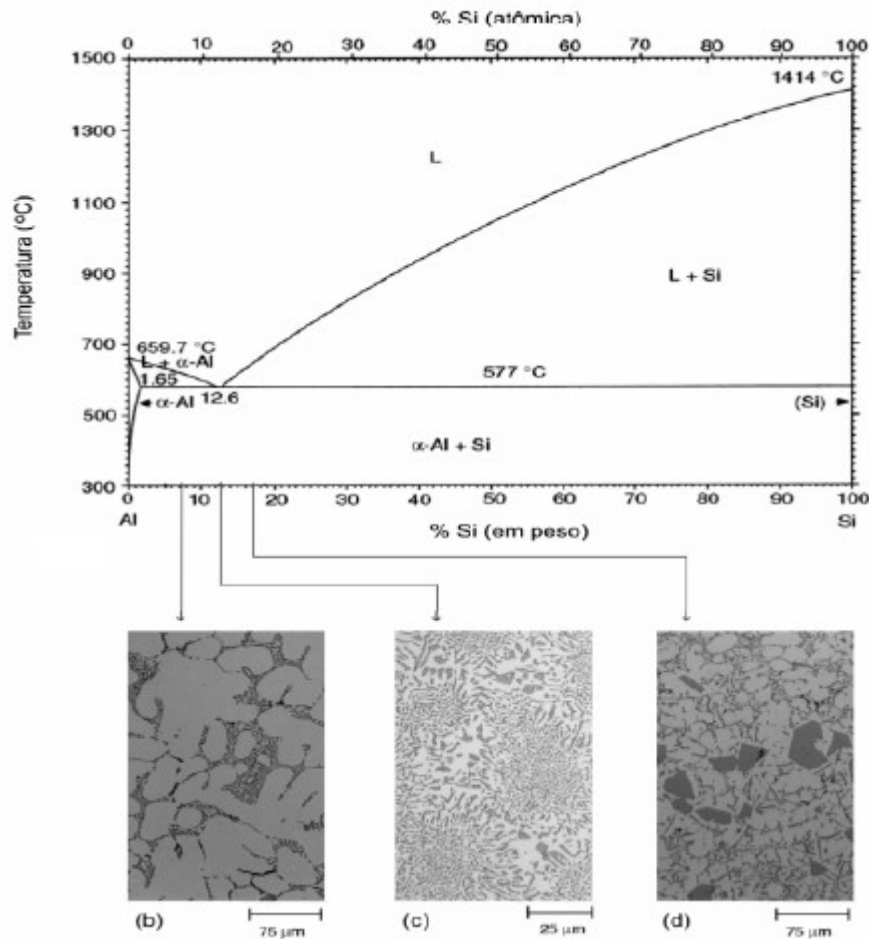
Fonte: Autoria Própria.

Figura 10 – Imagem obtida microscopia óptica da microestrutura atacada por reagente Keller (20 s)



Fonte: Autoria Própria.

Figura 11 – Diagrama de equilíbrio de fases da liga Al-Si; a) microestrutura bruta de fusão de uma liga Al-Si hipoeutética (9 %Si) 150x; b) microestrutura bruta de fusão de uma liga Al-Si eutética (12,6 %Si) 400x; c) microestrutura bruta de fusão uma liga hipereutética



Fonte: Warmuzek (2004).

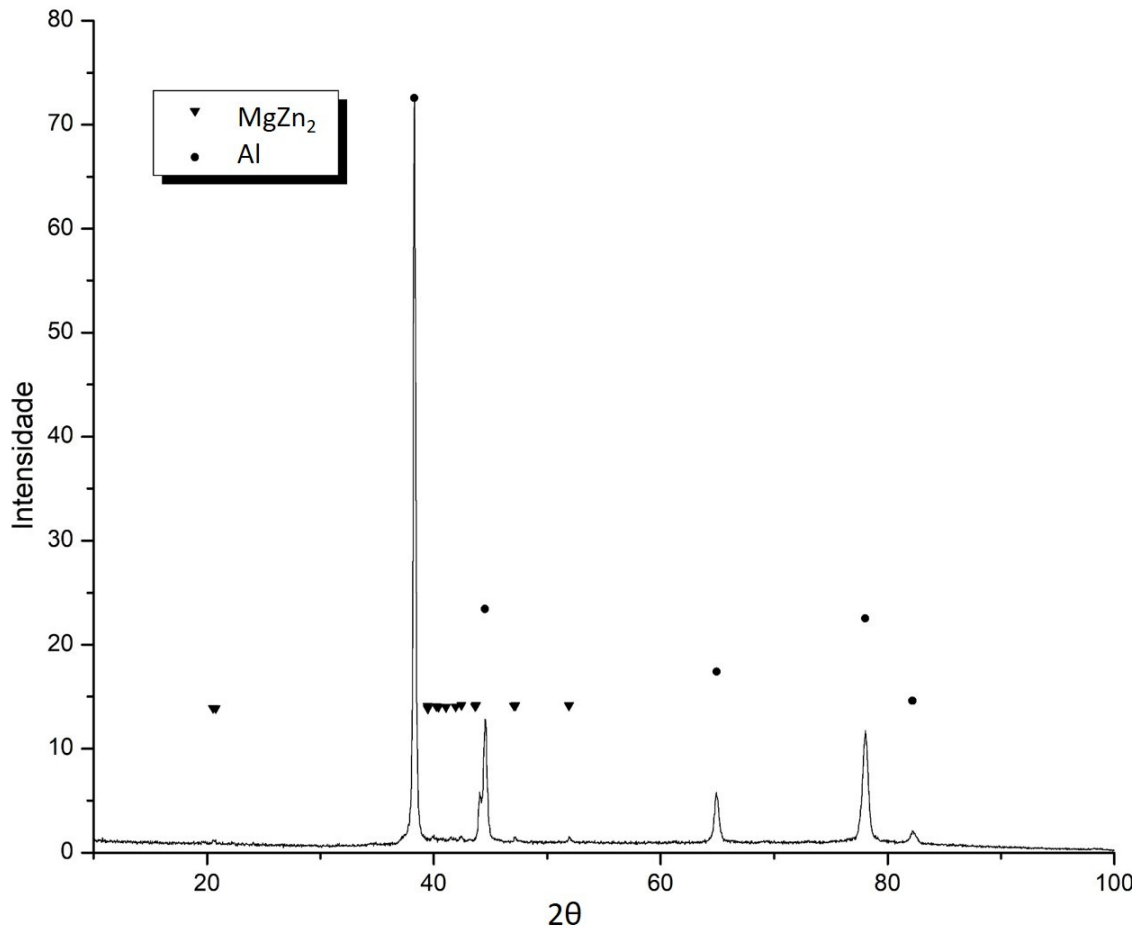
4.2 DRX (Difração de Raios X)

A Figura 12 apresenta a caracterização microestrutural de uma amostra antes do ECAP. Com o auxílio do software QualX foi possível fazer a análise da correspondência dos picos obtidos no difratograma gerado. Os picos de maior intensidade corresponderam a matriz predominantemente formada pelo Al e picos de mais baixa intensidade, que corresponderam ao composto intermetálico $MgZn_2$ [3]. Isso também pode ser explicado pela baixa densidade do material devido sua obtenção por fundição originando uma elevada concentração de porosidade observada.

Para uma liga AA7050 é esperado grandes picos de alumínio (Al), a presença de picos intermediários para fases intermetálicas compostas de Zn, Mg e Cu como precipitados que influenciam nas propriedades mecânicas e picos de baixa

intensidade de Fe seria esperado como uma impureza, que provavelmente pelas baixas concentrações destes elementos não foram totalmente evidenciados.

Figura 12 – Difratoograma da amostra como recebida



Fonte: Autoria Própria.

4.3 MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura)

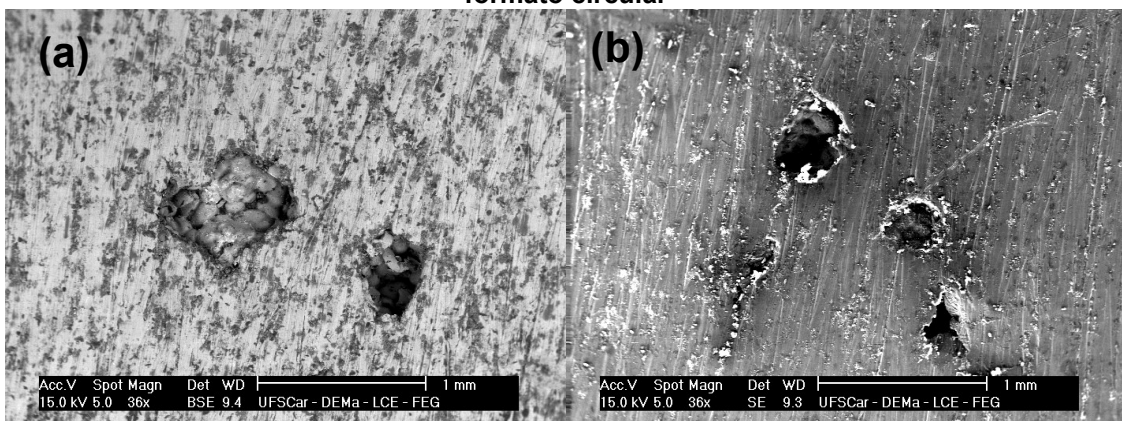
Na amostra CR, foi possível verificar macroporos com dimensões próximas a 1 mm, como apresentada nas Figuras 13(a) e 13 (b). Esses macroporos são decorrentes da refusão em molde areia por possuírem baixa taxa de resfriamento ou de solidificação, condição mais propícia quando comparados a outros processos de fundição que possuem taxas de solidificação mais elevadas. Para fusão de cavacos são empregadas temperaturas muito mais altas que o habitual, consequência do menor empacotamento da carga fundida e maior perda de energia térmica para a fusão de cavacos e de cargas de fornos menos densas. Observou-se na Figura

13(a) que a geometria dos poros não era proveniente de gases, mas sim de vazios interdendríticos formados durante a solidificação dos tarugos.

Já na Figura 13(b), foi observado um formato mais próximo da circular, indicando que estes poros são possivelmente advindos de gases aprisionados durante o resfriamento e solidificação do tarugo.

Ligas de alumínio tem propriedades higroscópicas, ocorrendo forte absorção de gases quando no estado líquido de fusão, em temperaturas elevadas um dos principais gases absorvidos é o hidrogênio, quando o metal começa a solidificação, ocorre uma diminuição de solubilidade de gases dissolvidos, esses gases tendem a segregar na última parte líquida do fundido, fazendo com que o material sofra porosidade por escape de gases [16].

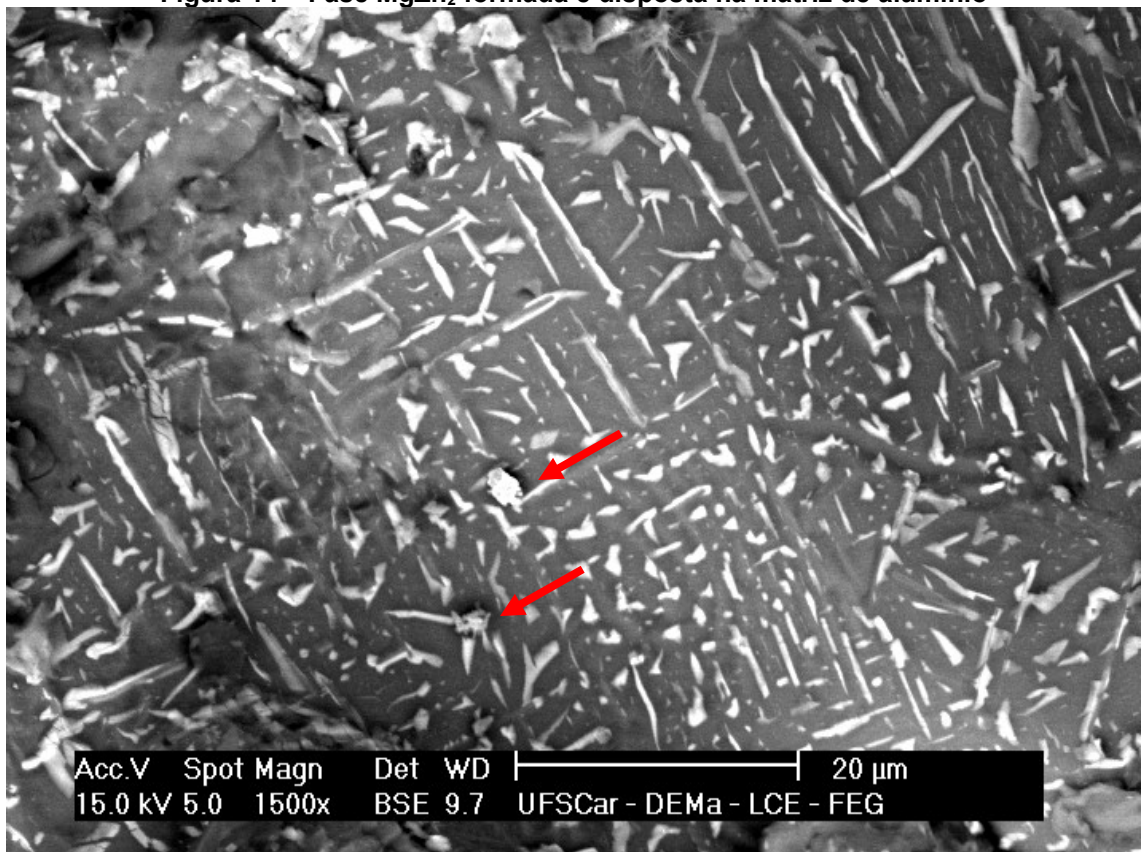
Figura 13 – Na amostra CR, figura (a) poros com formato aleatório, figura (b) poros com formato circular



Fonte: Autoria Própria.

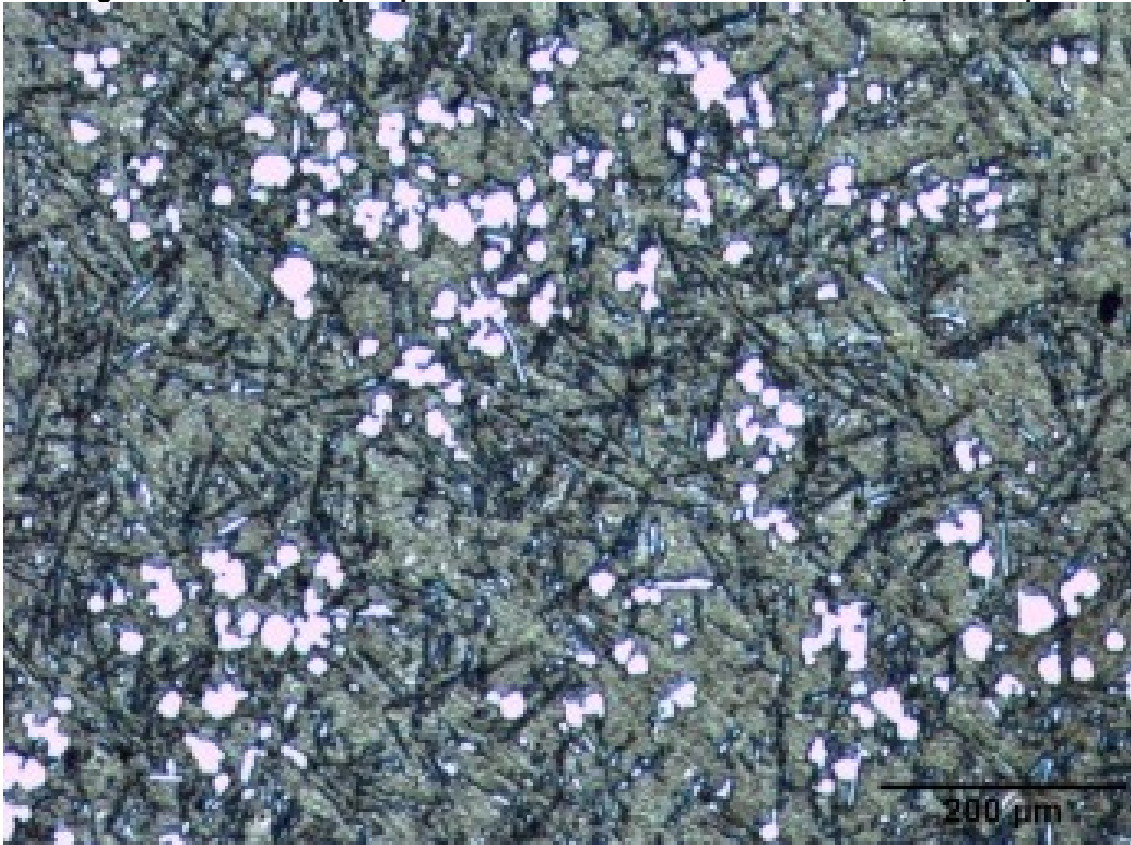
Pôde-se verificar na figura 14 na matriz de Al concentrações de silício em formato de agulha e também observar alguns precipitados de forma arredondada, indicados pelas setas. Essa morfologia de microestrutura se assemelha muito ao encontrado em uma liga SAE 305 (Al-Si), figura 15.

Figura 14 – Fase $MgZn_2$ formada e disposta na matriz de alumínio



Fonte: Autoria Própria.

Figura 15 – Microscopia óptica realizada com um aumento de 50x, sem ataque



Fonte: Warmuzek (2004).

4.4 ECAP (Prensagem em Canal Angular)

Para melhor compreensão as amostras e parâmetros usados estão descritos na tabela abaixo.

Tabela 1 – Número de passes e parâmetros usados e encontrados no ECAP.

Amostra	Nº Passes	Temperatura (°C)	Força Máxima (N)
1	3	350	12695.0
2	4	400	38446.2

Fonte: Autoria Própria.

Na prensagem da primeira amostra quando atingiu-se a força máxima de 12695 N, ocorreu o rompimento do cp ao meio quando o mesmo estava na angulação de 120° da matriz, por se tratar de uma temperatura relativamente já elevada para realizar a prensagem, foram levantadas algumas hipóteses que serão discutidas ao longo do trabalho, porém era notável observar marcas de rompimento frágil do material, na imagem abaixo é mostrada a amostra rompida, a face marcada é onde ocorreu o terceiro passe, pode-se observar o fechamento dos macroporos

existentes na superfície do corpo de prova, e menos marcas de deformação de cisalhamento severa.

Figura 16 – Amostra 01 após a realização da prensagem em canal angular



Fonte: Autoria Própria.

Para realização da prensagem do segundo cp, decidiu-se empregar a temperatura limite de 400 °C, para que não ocorresse mudança de fase na estrutura do material. A força máxima de 38446,2 N foi alcançada no terceiro passe realizado. Durante a realização do quarto passe começou a apresentar algumas marcas de fragilização, nesse momento optou-se por cessar o processo de conformação mecânica, até mesmo, porque, segundo a literatura, a partir do quarto passe realizado não ocorrem mudanças significativas nas propriedades do material. Na figura 17 observa a face onde foi realizado o primeiro passe na matriz. Observou-se se que a porosidade existente na superfície do material foi fechada, porém, detectou-se marcas de deformação de cisalhamento severas. A face onde está indicada por setas, foi realizado o quarto passe e pôde-se verificar pontos de fragilização e o início de rompimento do material.

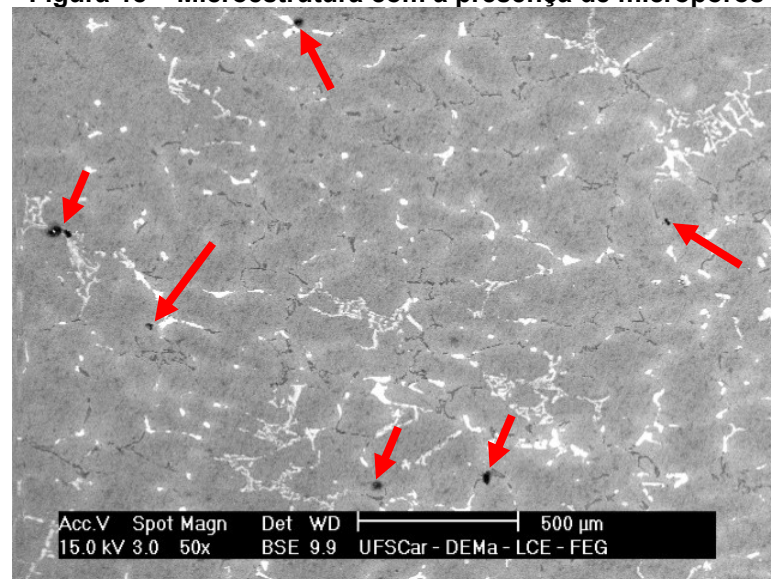
Figura 17 – Amostra 02 após a prensagem em canal angular (face do primeiro passe)



Fonte: Autoria Própria.

4.5 MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura) após ECAP

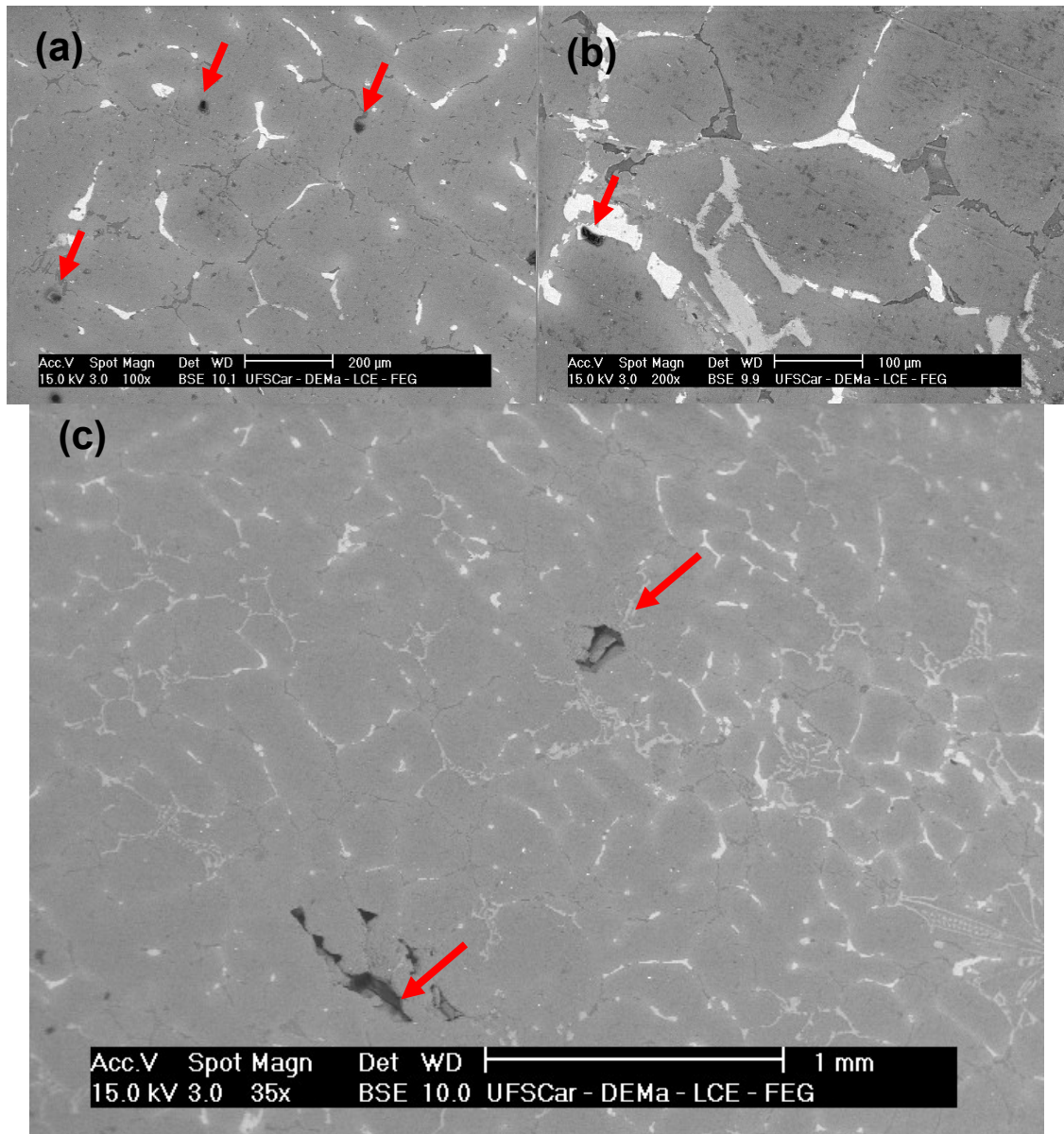
Na Figura 18, observa-se que mesmo com a fratura da amostra 01, não há a presença de macroporos na superfície do material, apenas é observada a presença de microporos ($\sim 40 \mu\text{m}$) mais próximo dos contornos de grãos destacados na Figura 18(b). Na figura 18 também é observada a presença de segundas fases (intergranulares), desta forma, fez-se necessário uma avaliação por EDS e do mapeamento dos elementos químicos, para verificar quais elementos químicos que as compõe, que será apresentado posteriormente.

Figura 18 – Microestrutura com a presença de microporos

Fonte: Autoria Própria.

A amostra 02 apresentou as mesmas características das segundas fases presentes nos contornos de grãos da amostra 1, e a presença de microporos dispersos pela matriz, mostrados nas Figuras 19(a) e 19(b). Na imagem 19(c) observou-se a presença de macroporos, não fechados durante o ECAP e uma pequeno início de trinca, causada provavelmente no quarto passe. As microestruturas apresentadas na Figura 19 mostram também a presença de segundas fases nos contornos de grãos, que podem em muitos casos as causadoras da fragilização do material.

Figura 19 – Microestrutura: (a) e (b) presença de microporos e segundas fases nos contornos de grãos, (c) presença de macroporos e segundas fases



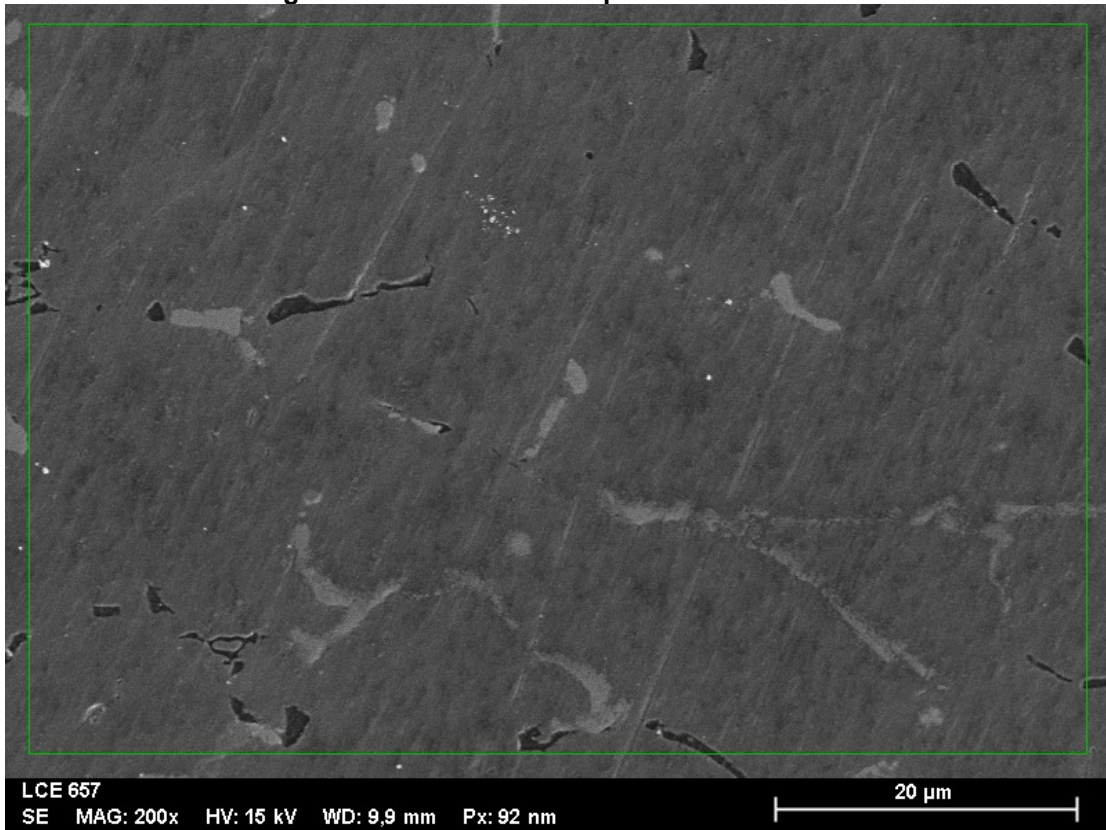
Fonte: Autoria Própria.

4.6 EDS (Espectroscopia por energia dispersiva)

Nas duas amostras estudadas, foram realizadas análises de espectroscopia por energia dispersiva, visando auxiliar também na identificação dos principais elementos químicos. Nas figuras a seguir são apresentadas características importantes não observadas nas análises anteriores.

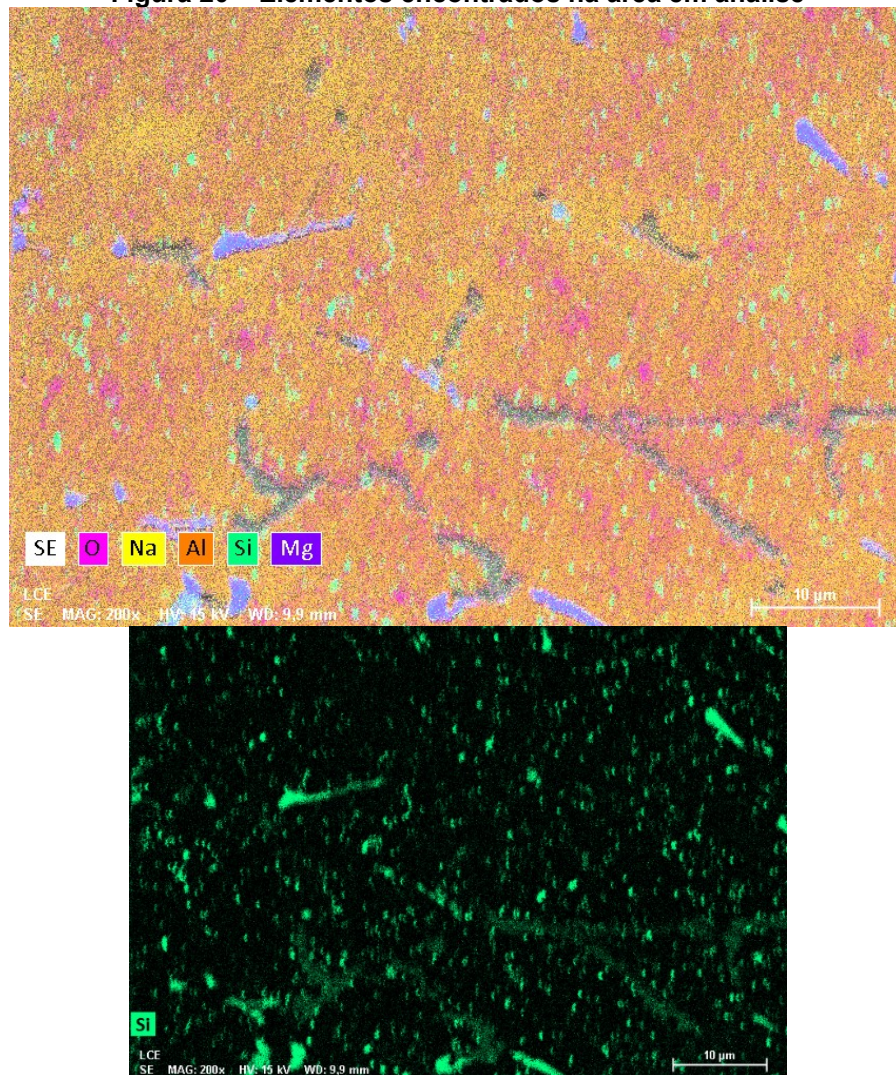
Em relação à área estudada, a partir da Figura 20, foram realizados o mapeamento dos elementos químicos tanto na matriz quanto nas segundas fases da amostra 01 que representa o material obtido por ECAP, a análise da microestrutura será avaliada a partir desta área.

Figura 19 – Área analisada por EDS amostra 01



Fonte: Autoria Própria.

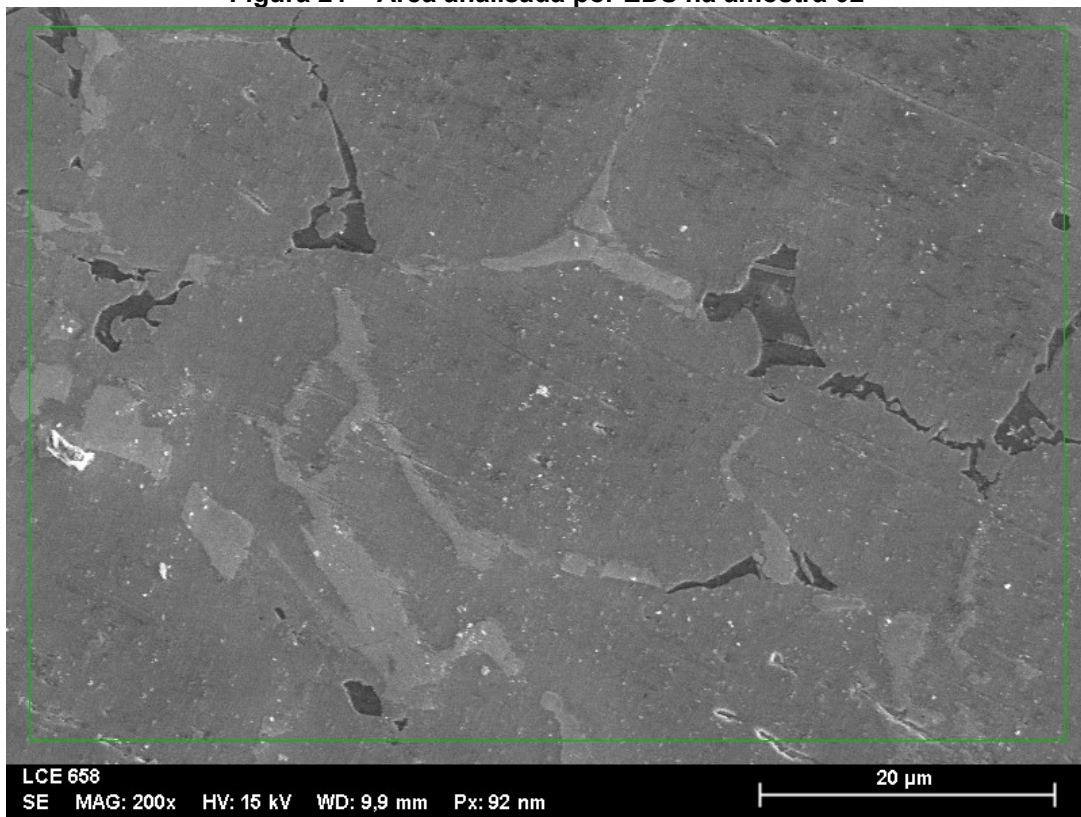
Na figura 21, pôde-se observar a presença de silício nos contornos e no interior dos grãos. O oxigênio (O) possivelmente oriundo da oxidação da superfície do material. O sódio (Na) é muito empregado em pequenas quantidades (0,1 a 0,3% em massa) nas ligas que contém silício (Si) [25]. Seu uso se restringe como agente modificador das fases contendo Si, transformando sua morfologia de agulhas para uma morfologia mais globular. O magnésio (Mg) propicia a ligas que o contém normalmente acima de 0,25% em massa, e é comumente empregado em ligas que sofrem tratamentos térmicos de solubilização, seguido de envelhecimento (natural ou artificial).

Figura 20 – Elementos encontrados na área em análise

Fonte: Autoria Própria.

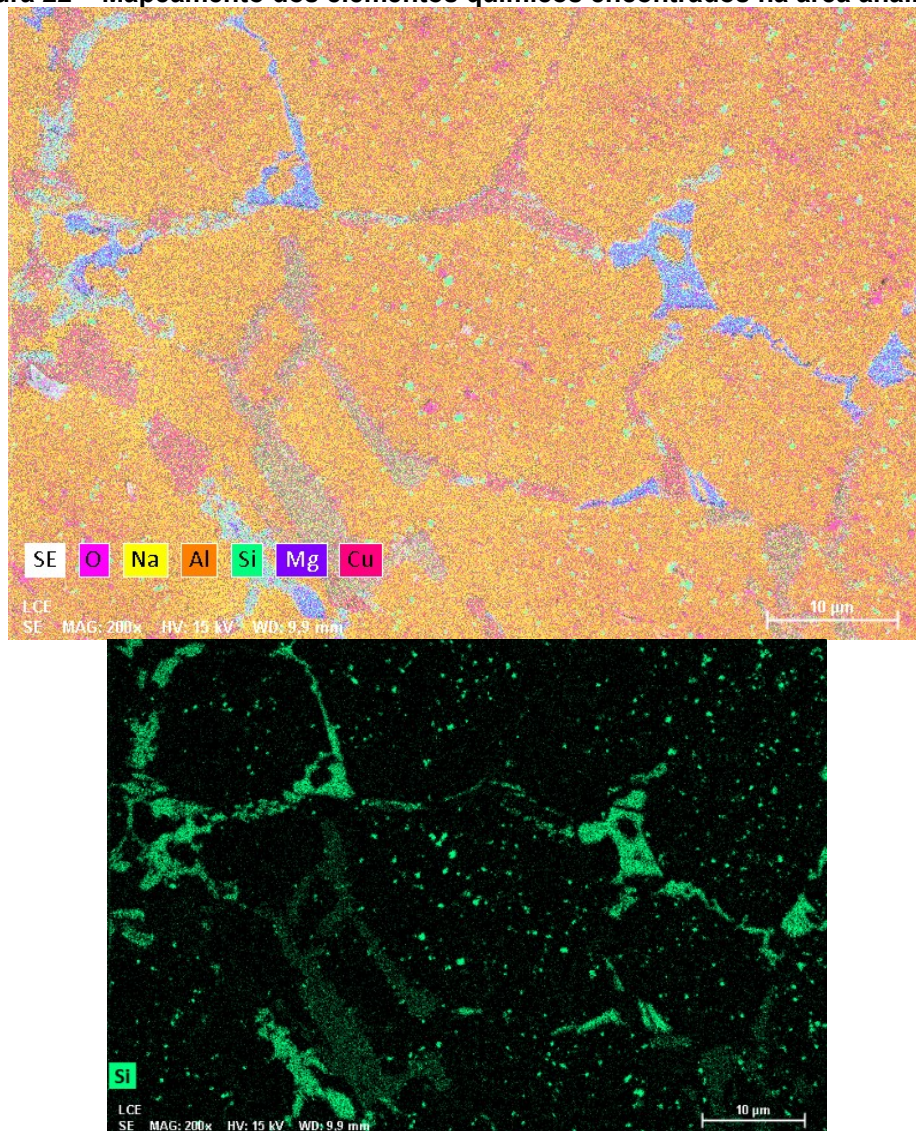
Na amostra 02 também apresentou as mesmas características microestruturais obtidas na amostra 01. A área da microestrutura empregada para análise química das fases por EDS e mapeamento dos elementos é mostrada na Figura 22 e o mapeamento dos elementos químicos é mostrado na Figura 23.

Figura 21 – Área analisada por EDS na amostra 02



Fonte: Autoria Própria.

Figura 22 – Mapeamento dos elementos químicos encontrados na área analisada



Fonte: Autoria Própria.

Com o propósito de observar os elementos presentes nas áreas de forma qualitativa, ou ainda, semiquantitativa, foi feito a plotagem em gráficos de energia versus cps/ev das fases nos contornos de grãos da matriz das amostras estudadas.

Na primeira amostra, foi identificado porcentagens acima do admissível, como demonstra a tabela 2. A quantidade em massa de Si, provavelmente se justifica por possíveis contaminações durante a refusão, pelo contato com a areia, já que para a liga AA7050 é admissível um máximo de 0,12% Si em massa. Para o elemento O, obteve-se valores de 2,2% (fases) e 6,71% (matriz), demonstrando que esta análise é qualitativa, e que este elemento provavelmente adveio da oxidação do Al e outros elementos presentes na liga.

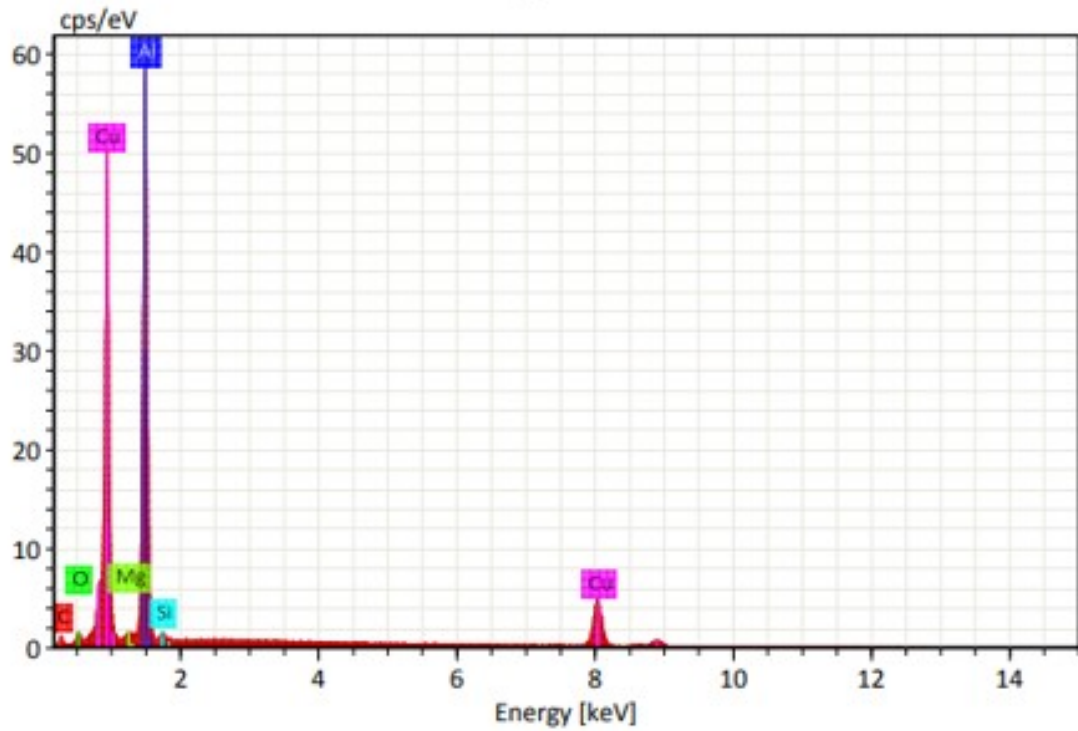
Tabela 1 – Percentagem de massa Elemental do CP e admissível

Elemento	Fase	Matriz	Admissível
Si	0,35%	1,06%	0,12%

Fonte: Autoria Própria.

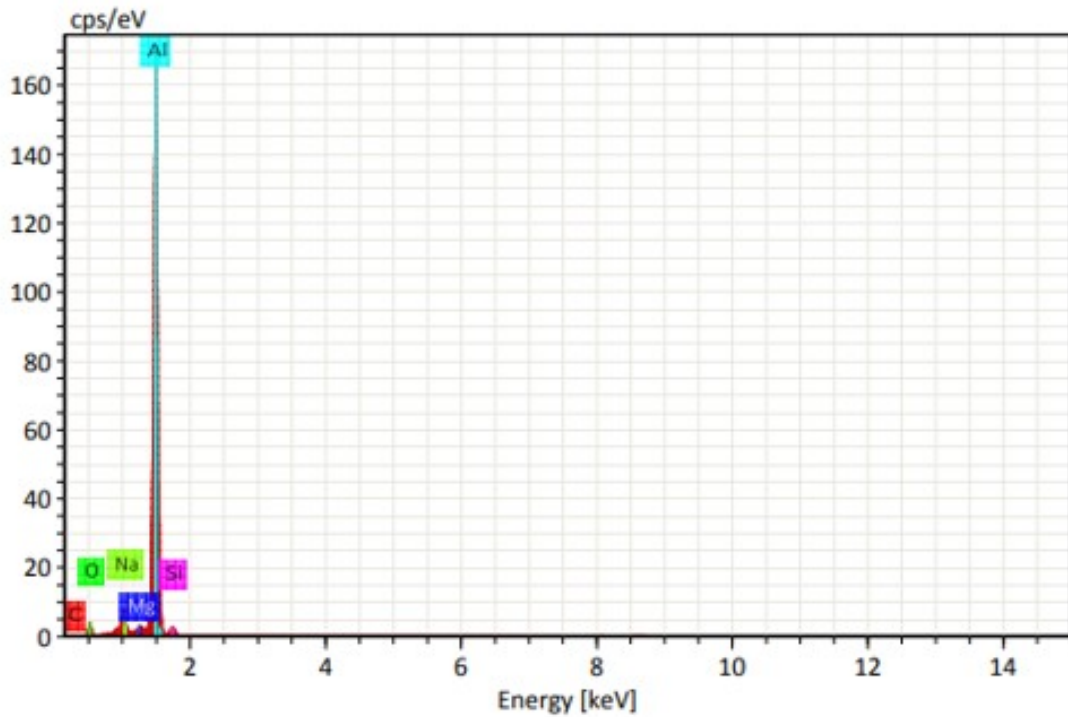
Nas Figuras 24, 25 e 26, também foi observado a presença de carbono ©, que para alguns materiais deve ser desprezado, como neste caso, por ser muito sensível sua detecção, assim como a presença de oxigênio (O), este adveio da oxidação que ocorrem rapidamente em ligas de Al. Portanto são inerentes na maioria das análises realizadas por EDS. O C encontrado pode provavelmente ter advindo de pequenas quantidades de graxas e lubrificantes empregadas durante o ECAP das amostras, podendo ocorrer a difusão do mesmo para o interior da liga próximo à superfície das amostras prensadas.

Figura 23 – Picos dos elementos encontrados na fase clara da área estudada



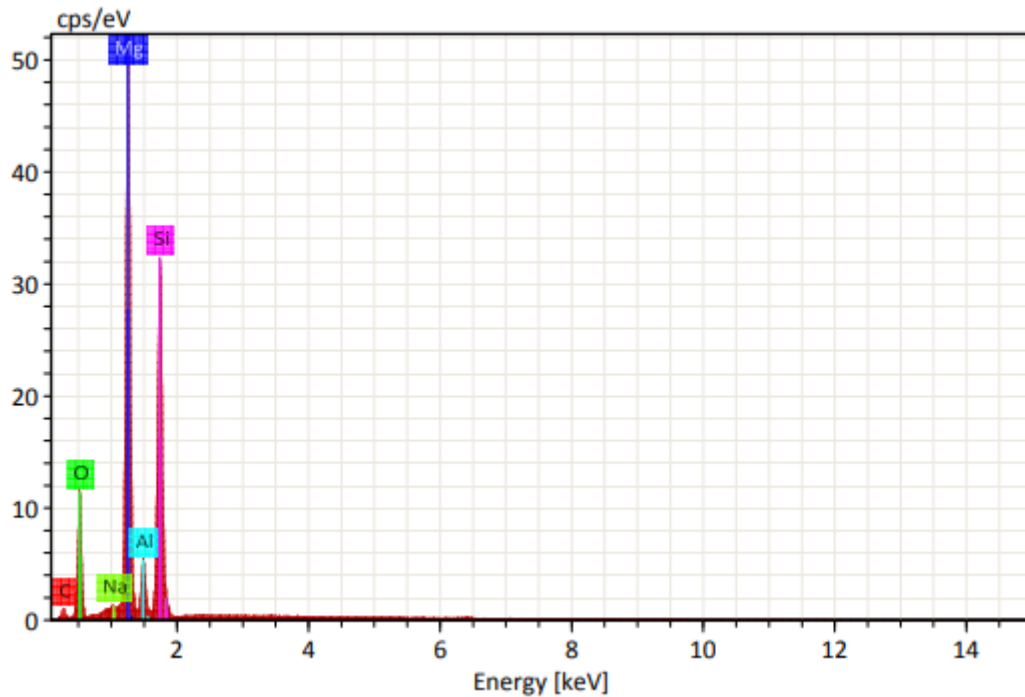
Fonte: Autoria Própria.

Figura 24 – Picos dos elementos encontrados na matriz da área estudada



Fonte: Autoria Própria.

Figura 25 – Picos de elementos encontrados na fase escura na área estudada



Fonte: Autoria Própria.

Observar-se que em todas as análises feitas, o Zinco (Zn) principal elemento de liga da série 7XXX não foi encontrado. O Zn por ser um elemento muito instável, pode ter sido solubilizado na refusão do material e liberado no estado gasoso, fazendo com que o Si fosse encontrado em quantidades acima do esperado (0,12% em massa), tornando-o um dos principais elementos de liga.

5 CONCLUSÃO

Após realizadas todas análises microscópicas e químicas do material, é plausível dizer que o método do ECAP (prensagem em canal angular) foi satisfatório para a realização do fechamento de poros numa temperatura limite de 400 °C, é importante salientar que não era esperado a presença de Si na liga empregada no estudo, indicando uma possível contaminação da liga por este elemento.

O C encontrado na liga provavelmente adveio da difusão de graxas e lubrificantes empregados no processo de conformação.

A presença de segundas fases pode ter impacto significativo na fragilização do material durante a execução da prensagem da referida liga, ocorrendo já na amostra 2 a iniciando a ruptura da mesma no segundo passe.

O método aplicado BC foi efetivo e proporcionou verificar a reação do material a uma deformação de cisalhamento mais severa e homogênea, porém nota-se que esta rota não favoreceu a integridade das amostras, mas favoreceu o fechamento de poros por todo material.

A presença de quantidade significativa de Silício favoreceu a formação de segundas fases na estrutura, que demonstraram uma relativa semelhança com as ligas Al-Si do que as presentes nas ligas à base de Al-Zn.

Esta presença do Si, também pode ter sido originado a partir dos cadinhos de fusão fabricados em carbetto de silício, comumente empregados para a fusão de ligas de alumínio em escala comercial.

Considerável dizer que o material refundido e processado mecanicamente por ECAP seria inviável a reutilização em componentes de alta responsabilidade.

5.1 Sugestões para trabalhos futuros

Realizar da caracterização mecânica da amostra, para verificação de reutilização em algum setor.

Utilizar nova rota de prensagem em canal angular para comparação de desempenho, a rota indicada seria a rota C com rotação de 180° em cada passe.

Estudar os efeitos de refinamento de estrutura advindo do processo de ECAP e verificação de textura.

Realizar uma terceira refusão do tarugo obtido em moldes metálicos, para avaliar a efetividade do refino granular ou não, na estrutura resultante.

REFERÊNCIAS

ANDREATTA, F. **Local Electrochemical Behavior of 7XXX Aluminum Alloys**. 2004, 218 f. Tese (Doutorado em Comportamento Eletroquímico de ligas da série 7XXX) - Netherlands Institute for Metals Research, 2004.

BI, J.; SUN, K.; LIU, R.; FAN, R.; WANG, S. Effect of ECAP pass number on mechanical properties of 2A12 Al alloy. **Journal Wuhan University of Technology, Materials Science Edition**, v.23, n.1, p.71-73, 2008.

CARDOSO, K.; TRAVESSA, D.; JORGE JUNIOR, A.; BOTTA, W. Microstructure Evolution of AA7050 Al Alloy During Equal-Channel Angular Pressing. **Materials Research**. V.15, p.732-738, 2012.

CARVALHO, A.L.M. - **Efeito das Tensões Residuais na Fratura e Resistência à Fadiga da Liga de Alumínio 7050-T7451**. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena, 2004.

CASTRO, G.G.P.; LINS, J.F.C.; DUARTE, A.C.R.; MENDES, R.S.; FONTANA, M. Efeitos da deformação plástica severa aplicada a frio por ecap via rota c em uma liga al aa1070 , p. 1348-1356. In: **70º Congresso Anual da ABM**, Rio de Janeiro, 2015.

CAYLESS, R.B.C. **Alloy and Temper Designation Systems for Aluminum and Aluminum Alloys Properties and selection nonferrous alloys and special-purpose material**. ASM Metals Handbook.10 ed. v. 2. 1990.

DISPINAR, D. et al. Degassing, hydrogen and porosity phenomena in A356. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 16–17, p. 3719–3725, 2010.

ETTORE, B. F. **Seleção de metais não ferrosos**. 2 ed. São Paulo: Editora da UNICAMP, 1997.

GROOVER, M.P. **Introdução aos processos de fabricação** / Mikell P. Groover; tradução Anna Carla Araujo ; tradução e revisão técnica André Ribeiro de Oliveira ... [et al.] - 1. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

HATCH, J.E. **Aluminum: Properties and Physical Metallurgy**. Usa. Metals Park: Asm, 1990. Disponível em: http://www.infomet.com.br/metais-e-ligasconteudos.php?cod_tema=&cod_secao=11&cod_assunto=55 Acesso em: 20 mai. 2022.

HUANG, C.X.; YANG, G.; GAO, Y.L.; WU, S.D.; ZHANG, Z F. Influence of processing temperature on the microstructures and tensile properties of 304L stainless steel by ECAP. **Materials Science and Engineering A**, v.485, n.1-2, p.643-650, 2008.

IWAHASHI, Y.; WANG, J.; HORITA, Z.; NEMOTO, M.; LANGDON, T.G. Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials. **Scripta Materialia**, v.35, n.2, p.143-146, 1996.

JACUMASSO, C.S. **Caracterização microestrutural das partículas de segunda fase de uma liga de alumínio AA7050 nas condições T7451, T6 e T6I4-65.** Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Estadual de Ponta Grossa, 2014.

JOSEPH, R.D. **Aluminum and aluminium alloys.** [S.I]: ASM International, 1993.

LANGDON, T.G. The principles of grain refinement in equal-channel angular pressing. **Materials Science and Engineering A**, v.462, n.1-2, p.3-11, 2007.

MACHADO, I. F. **Tratamentos térmicos e de superfície.** Apostila (Graduação) – Engenharia Mecatrônica, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2002.

MOREIRA, M.; FUOCO, R. **Ligas de Alumínio Fundidas.** PMF/USP. 2010.

VALIEC, R.Z.; LANGDON, T.G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. **Progress in Materials Science**, v.51, n.7, p.881-981, 2006.

VALIEV, R. Z.; LANGDON, T. G. Developments in the use of ECAP processing for grain refinement. **Reviews on Advanced Materials Science**, v.13, n.1, p.15-26, 2006.

SANDIM, H.R.Z. et al. Equal channel angular extrusion of niobium single crystals. **Material Science and Engineering**, v. 467, p.44-52, 2007.

SEMIATIN, S.L.; DELO, D.P. Equal channel angular extrusion of difficult-to-work alloys. **Materials and Design**, v.21, n.4, p.311-322, 2000.

SKROTZKI, W.; SCHEERBAUM, N.; OERTEL, C.; BROKMEIER, H.; SUWAS, S.; TÓTH, L.S. Recrystallization of high-purity aluminum during equal channel angular pressing. **Acta Materialia**, v.55, n.7, p.2211-2218, 2007.

SORDI, V.L.; GONÇALVES, L.R.G.; PRADOS, E.F.; FERRANTE, M. **Efeito da extrusão em canal angular na microestrutura e na resistência mecânica de uma liga Al-4%Cu.** In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2006, Foz do Iguaçu. Anais do 17º CBECIMAT. São Paulo: Metallum Eventos Técnicos e Científicos Ltda, 2006.

TOTTEN, G.E.; MACKENZIE, D.S. **Handbook of aluminum.** Taylor & Francis Inc; UK ed. edição. 2003.

USC. **Materials.** 2022. Disponível em: http://ae-www.usc.edu/research/advanced_materials/ultrafinegrained.shtml Acesso em: 20 mai. 2022.

WARMUZEK, M. **Aluminum-Silicon Casting Alloys Atlas of Microfractographs.** [S.I]: ASM Materials Park, 2004.