



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO  
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

JOABE TRAJANO DA SILVA

**ESTUDO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE SOLUBILIZAÇÃO E  
ENVELHECIMENTO DAS LIGAS AA2011 E AA2014 PROCESSADAS POR  
METALURGIA DO PÓ**

Recife

2023

JOABE TRAJANO DA SILVA

**ESTUDO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE SOLUBILIZAÇÃO E  
ENVELHECIMENTO DAS LIGAS AA2011 E AA2014 PROCESSADAS POR  
METALURGIA DO PÓ**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharelado em Engenharia Mecânica.

**Áreas de concentração:** Engenharia Mecânica.

**Orientador:** Pr. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho

Recife

2023

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,  
através do programa de geração automática do SIB/UFPE

Silva, Joabe Trajano da.

Estudo dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento das Ligas AA2011 e AA2014 processadas por metalurgia do pó / Joabe Trajano da Silva. - Recife, 2024.

72 p. : il., tab.

Orientador(a): Oscar Olímpio de Araújo Filho

Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, Engenharia Mecânica - Bacharelado, 2024.

Inclui referências.

1. Metalurgia do pó. 2. Duralumínio. 3. Liga AA2011. 4. Liga AA2014. 5. Solubilização. I. Araújo Filho, Oscar Olímpio de. (Orientação). II. Título.

620 CDD (22.ed.)



Universidade Federal de Pernambuco  
Departamento de Engenharia Mecânica Centro de  
Tecnologia e Geociências- CTG/EEP



**ATA DE SESSÃO DE DEFESA DE  
TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO – TCC2**

Ao 16.º dia do mês de novembro do ano de dois mil e vinte e três, às 09:00 horas, reuniu-se a banca examinadora composta pelos avaliadores Prof. **Oscar Olímpio de Araújo Filho** (orientador), Prof. **Edval Gonçalves de Araújo** (avaliador) e Profa. **Andrea Gonçalves de Sousa** (avaliadora) para a sessão pública de defesa do Trabalho de Conclusão de Curso em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, intitulado **Estudo dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento das Ligas AA2011 e AA2014 processadas por metalurgia do pó**, elaborado pelo aluno **Joabe Trajano da Silva**, matrícula 20150003168. Após a exposição oral do trabalho, o candidato foi arguido pelos componentes da banca que em seguida reuniram-se e deliberaram pela sua Aprovação \_\_\_\_\_, atribuindo-lhe a média 7,0 (Sete, zero) \_\_\_\_\_, julgando-o apto( / inapto(  ) à conclusão do curso de Engenharia Mecânica. Para constar, redigi a presente ata aprovada por todos os presentes, que vai assinada pelos membros da banca.

Orientador:	Prof. Oscar Olímpio de Araújo Filho	Nota:
Assinatura	_____	7,0
Avaliador Interno:	Prof. Edval Gonçalves de Araújo	Nota:
Assinatura	_____	7,0
Avaliadora Externa:	Profa. Andrea Gonçalves de Sousa	Nota:
Assinatura	_____	7,0

Recife, 16 de novembro de 2023.

Prof. Marcus Costa de Araújo  
Coordenador de Trabalho de Conclusão de curso - TCC  
Curso de Graduação em Engenharia Mecânica – CTG/EEP-UFPE



## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço a Deus, a minha família e amigos pelo apoio e paciência, ao meu orientador Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho pela orientação e confiança; as seguintes instituições: UFPE, DEMEC, INTM, aos técnicos e alunos do Laboratório de Metalurgia do Pó da UFPE e a todos que contribuíram de alguma forma para o desenvolvimento do Trabalho de Conclusão de Curso.

## RESUMO

Este trabalho consiste no estudo de duas ligas de alumínio, AA2011 e AA2014, conhecidas por Duralumínio, fabricadas através da metalurgia do pó. Para tanto, foram utilizadas diversas amostras com quantidades de Al-Cu distintas, são elas; Al4%Cu, Al4,5%Cu, Al5%Cu, Al5,5%Cu e Al6%Cu. Assim, o objetivo central baseia-se na melhoria da propriedade mecânica de dureza através do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento nas amostras. O processo de aumento de dureza proporcionado pelos tratamentos térmicos consiste na formação de precipitados endurecedores que funcionam como uma espécie de barreira para a movimentação das discordâncias na estrutura do material, acarretando a elevação das propriedades mecânicas em geral e em particular da dureza. Já em relação ao Tratamento Térmico, houve um aumento significativo dos valores de dureza encontrados em relação às amostras antes do tratamento térmico, como esperado. Na maioria das amostras, ocorreram aumentos superiores 100% de dureza. Para as caracterizações das ligas, foram utilizadas análises por Microscopia Ótica e Microscopia Eletrônica de Varredura com Espectroscopia por Energia Dispersiva.

**Palavras-chave:** Metalurgia do pó; duralumínio; Liga AA2011; Liga AA2014; solubilização.

## ABSTRACT

This work consists of the study of two aluminum alloys, AA2011 and AA2014, known as duralumin, produced by powder metallurgy. For this purpose, several samples with different Al-Cu contents were used: Al4%Cu, Al4.5%Cu, Al5%Cu, Al5.5%Cu and Al6%Cu. So the main objective is to improve the mechanical property of hardness. Among the materials improvement processes, thermal treatments stand out, where solubilization and artificial aging will be applied to these samples. The process of hardness enhancement by heat treatments consists in the formation of hardening precipitates that act as a kind of barrier to the movement of dislocations in the structure of the material, leading to an increase in mechanical properties in general and hardness in particular. After heat treatment, as expected, a significant increase in hardness values was observed compared to the samples before heat treatment. For most of the samples, an increase in hardness of more than 100% was observed. Finally, to complete the characterization of the alloys, optical microscopy, scanning electron microscopy and low energy dispersion spectroscopy were used.

**Keywords:** Powder metallurgy; duralumin; AA2011 alloy; AA2014 alloy; solubilization.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Ligas submetidas a tratamento mecânico . . . . .	17
Figura 2 – Ligas para produção de peças fundidas . . . . .	18
Figura 3 – composição química de ligas Al-Cu trabalhadas . . . . .	19
Figura 4 – composição química de ligas Al-Cu fundidas . . . . .	20
Figura 5 – propriedade mecânica de ligas Al-Cu trabalhadas . . . . .	21
Figura 6 – Propriedade mecânica de ligas Al-Cu fundidas . . . . .	22
Figura 7 – Trecho do diagrama de fases Al-Cu. . . . .	23
Figura 8 – Fluxograma do processo de Metalurgia do Pó . . . . .	24
Figura 9 – Esquema simplificada dos tipos de misturas. . . . .	25
Figura 10 – Exemplo de moinho de bolas, o moinho atritor . . . . .	26
Figura 11 – Transição do pó solto para o compactado . . . . .	26
Figura 12 – Transição do pó solto para o compactado . . . . .	27
Figura 13 – Faixas de pressões recomendadas para compactação . . . . .	27
Figura 14 – Etapas estruturais da Metalurgia do Pó . . . . .	28
Figura 15 – Diagrama de fases hipotético para uma liga endurecida por precipitação . . . . .	29
Figura 16 – Gráfico esquemático da temperatura em função do tempo mostrando tanto o tratamento térmico de solubilização quanto o de precipitação para o endurecimento por precipitação . . . . .	30
Figura 17 – Endurecimento por Precipitação: a) Diagrama de fases da liga Al-Cu resfriado lentamente da região monofásica para bifásica formando precipitados grosseiros. . . . .	31
Figura 18 – Diagrama de fases da liga Al-Cu passando pelo processo de envelhecimento. . . . .	31
Figura 19 – Variação da dureza no tempo de envelhecimento . . . . .	32
Figura 20 – Variação da dureza no tempo de envelhecimento. . . . .	33
Figura 21 – Imagens de MO da amostras sinterizadas a) AA1100, b) Al4%Cu, c) Al4,5%Cu, d) Al5%Cu, e) Al5,5%Cu, F) Al6%Cu. . . . .	35
Figura 22 – Variação da dureza com o tempo de envelhecimento a $150 \pm 5$ C, $200 \pm 5$ C e temperatura ambiente para a amostra 1. . . . .	38
Figura 23 – Variação da dureza com o tempo de envelhecimento a $150 \pm 5$ C, $200 \pm 5$ C e temperatura ambiente para a amostra 2. . . . .	39
Figura 24 – Variação da dureza com o tempo de envelhecimento a $150 \pm 5$ C, $200 \pm 5$ C e temperatura ambiente para a amostra 3. . . . .	39
Figura 25 – Microestrutura de amostras envelhecidas naturalmente (0 h, 140 h, 240 h): (a) em $600$ °C sinterizadas; (b) em $610$ °C sinterizadas; (c) em $620$ °C sinterizadas. . . . .	41

Figura 26 – Microestrutura de e amostras envelhecidas em 150 °C (0 h, 140 h, 240 h): (a) em 600 °C sinterizadas; (b) em 610 °C sinterizadas; (c) em 620 °C sinterizadas. . . . .	41
Figura 27 – Microestrutura de e amostras envelhecidas em 200 °C (0 h, 140 h, 240 h): (a) em 600 °C sinterizadas; (b) em 610 °C sinterizadas; (c) em 620 °C sinterizadas.. . . .	42
Figura 28 – Imagens MEV de amostras sinterizadas em 550°C para: (a) 4h, (b) 12h, (c) 24h de sinterização com branco áreas ricas em $Cu(Al_2Cu)$ e (d) 24 e 46 h de envelhecimento excessivo a 150°C. As zonas de $Al_2Cu$ (regiões brilhantes) são principalmente confinado em torno de micro-vazios nos limites dos grãos.	43
Figura 29 – Efeito do envelhecimento na distribuição da dureza após sinterização. As legendas a, b, c e d representam amostras processadas por MA. Legendas e, f, g e h representam amostras sem MA. . . . .	44
Figura 30 – As micrografias ópticas e MEV dos compósitos Al2014 – $TiB_2$ compactados a 500 MPa com variação de volume e com % de $TiB_2$ . Com a – c microestruturas óptico (sinterizadas). Micrografias d – f em MEV. . . . .	46
Figura 31 – Variação da dureza com o tempo para Al – 2014 – $TiB_2$ envelhecido compósitos com fração variável de $TiB_2$ compactado a 500 MPa . . . . .	47
Figura 32 – Forno tipo Mufla . . . . .	50
Figura 33 – Máquina de corte . . . . .	51
Figura 34 – Amostra com embutimento . . . . .	51
Figura 35 – Máquina de lixamento semiautomática . . . . .	52
Figura 36 – Durômetro . . . . .	53
Figura 37 – Microscópio óptico . . . . .	54
Figura 38 – Microscópio eletrônico de varredura . . . . .	55
Figura 39 – Imagens de MO da amostra de Al4%Cu com aumento de 500X: a) Secção superficial; b) Secção transversal.Com aumento de 200X: c) Secção superficial; d) Secção transversa . . . . .	56
Figura 40 – Imagens de MO da amostra de Al4,5%Cu com aumento de 500X: a) Secção superficial; b) Secção transversal. Com aumento de 200X: C) Secção superficial; d) Secção transversa . . . . .	57
Figura 41 – Imagens de MO da amostra de Al5%Cu com aumento de 500X: a) Secção superficial; b) Secção transversal. Com aumento de 200X: C) Secção superficial; d) Secção transversa . . . . .	58
Figura 42 – Imagens de MO da amostra de Al5,5%Cu com aumento de 500X: a) Secção superficial; b) Secção transversal. Com aumento de 200X: C) Secção superficial; d) Secção transversa . . . . .	59

Figura 43 – Imagens de MO da amostra de Al6%Cu com aumento de 500X: a) Secção superficial; b) Secção transversal; Com aumento de 200X: C) Secção superficial; d) Secção transversa . . . . .	60
Figura 44 – Imagens do MEV da amostra de Al4%Cu com aumento de 1000X: a) Secção superficial; com 4000X b) Secção transversal; com aumento de 1000X c) Secção superficial; com 4000X d) Secção transversal . . . . .	61
Figura 45 – Imagens do MEV da amostra de Al4,5%Cu com aumento de 1000X: a) Secção superficial; com 4000X b) Secção superficial. . . . .	62
Figura 46 – Imagens do MEV da amostra de Al5%Cu com aumento de 1000X: a) Secção superficial; com 4000X b) Secção transversal. Com aumento de 1000X: c) Secção superficial; com 4000X d) Secção transversa . . . . .	62
Figura 47 – Imagens do MEV da amostra de Al5,5%Cu com aumento de 1000X: a) Secção superficial; com 4000X b) Secção transversal. Com aumento de 1000X: c) Secção superficial; com 4000X d) Secção transversa . . . . .	63
Figura 48 – EDS da amostra sinterizada de Al4%Cu_2h, visão superficial. (a) Região fotografada . . . . .	64
Figura 49 – EDS da amostra sinterizada de Al4%Cu_2h, visão transversal. (a) Região fotografada . . . . .	64
Figura 50 – EDS da amostra sinterizada de Al4,5%Cu_2h, visão superficial. (a) Região fotografada . . . . .	65
Figura 51 – EDS da amostra sinterizada de Al4,5%Cu_2h, visão superficial. (a) Região fotografada . . . . .	65
Figura 52 – EDS da amostra sinterizada de Al5%Cu_2h, visão superficial. (a) Região fotografada . . . . .	66
Figura 53 – EDS da amostra sinterizada de Al5%Cu_2h, visão transversal. (a) Região fotografada . . . . .	66
Figura 54 – EDS da amostra sinterizada de Al5,5%Cu_2h, visão superficial. (a) Região fotografada . . . . .	67
Figura 55 – EDS da amostra sinterizada de Al5,5%Cu_2h, visão superficial. (a) Região fotografada . . . . .	67
Figura 56 – EDS da amostra sinterizada de Al5,5%Cu_2h, visão transversal. (a) Região fotografada . . . . .	68
Figura 57 – Resultados dos ensaios de microdureza sem e com tratamento térmico. . . . .	69

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Efeito dos mecanismos de endurecimento no alumínio e nas ligas metálicas.	16
Tabela 2 – Resultados do Ensaio de Microdureza Vickers, sem tratamento térmico. . . .	36
Tabela 3 – Densidade da liga PM AA 2014. . . . .	40
Tabela 4 – As propriedades físicas da liga de base Al 2014 e misturas com fração de volume variável de $TiB_2$ . . . . .	45
Tabela 5 – Composições químicas das ligas AA2011 e AA2014. . . . .	48
Tabela 6 – Composição química [em massa %] das ligas Al-Cu série AA2011. . . . .	49
Tabela 7 – Composição química [em massa %] das ligas Al-Cu série AA2014. . . . .	49
Tabela 8 – Relação dos resultados do Ensaio de Microdureza Vickers das amostras com Tratamento Térmico, superfície superficial e transversa. . . . .	69

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> . . . . .	<b>14</b>
1.1	OBJETIVOS . . . . .	14
1.1.1	<b>Objetivo geral:</b> . . . . .	<b>14</b>
1.1.2	<b>Objetivos específicos:</b> . . . . .	<b>15</b>
<b>2</b>	<b>REFERENCIAL TEÓRICO</b> . . . . .	<b>16</b>
2.1	Materiais . . . . .	16
2.1.1	<b>Ligas de Alumínio</b> . . . . .	<b>16</b>
2.2	Metalurgia do Pó . . . . .	23
2.2.1	<b>Mistura dos Pós</b> . . . . .	<b>24</b>
2.2.2	<b>Compactação do Pó</b> . . . . .	<b>26</b>
2.2.3	<b>Sinterização</b> . . . . .	<b>28</b>
2.3	Tratamento Térmico . . . . .	28
2.3.1	<b>Solubilização e Envelhecimento Artificial (T6)</b> . . . . .	<b>29</b>
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> . . . . .	<b>34</b>
3.1	Manufatura e caracterização de ligas de alumínio-cobre (Duralumínio) fabricadas via técnicas de metalurgia do pó . . . . .	34
3.1.1	<b>Microscopia Ótica</b> . . . . .	<b>34</b>
3.1.2	<b>Microdureza Vickers</b> . . . . .	<b>36</b>
3.2	Comportamento de endurecimento do envelhecimento da liga de metalurgia do pó AA2014 . . . . .	37
3.2.1	<b>Testes de dureza</b> . . . . .	<b>37</b>
3.2.2	<b>Teste de densidade</b> . . . . .	<b>40</b>
3.2.3	<b>Microestrutura</b> . . . . .	<b>40</b>
3.2.4	<b>Conclusões</b> . . . . .	<b>42</b>
3.3	Efeito da liga termo-mecânica e envelhecimento em AA2014 liga de alumínio após sinterizado usando grafite . . . . .	42
3.3.1	<b>Resultados</b> . . . . .	<b>43</b>
3.4	Um estudo experimental e de modelagem de síntese, consolidação e comportamento de envelhecimento do composto AA2014 reforçado por $TiB_2$ via método de metalurgia do pó . . . . .	45
3.4.1	<b>Resultado encontrado</b> . . . . .	<b>45</b>
<b>4</b>	<b>METODOLOGIA</b> . . . . .	<b>48</b>
4.1	Materiais e Métodos . . . . .	48

4.2	Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento . . . . .	49
4.3	Preparação metalográfica . . . . .	50
4.4	Ensaio de Microdureza . . . . .	52
4.5	Análise via Microscopia óptica (MO), Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e ED . . . . .	53
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES . . . . .</b>	<b>56</b>
5.1	Resultados do MO das amostras com Tratamento Térmico . . . . .	56
5.2	RESULTADOS DO MEV E EDS DAS AMOSTRAS COM TRATAMENTO TÉRMICO . . . . .	61
5.3	RESULTADOS DO ENSAIO DE MICRODUREZA (HV) . . . . .	68
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES . . . . .</b>	<b>71</b>
	<b>REFERÊNCIAS . . . . .</b>	<b>72</b>

# 1 INTRODUÇÃO

Os materiais utilizados, mais especificamente nas obras de engenharia, necessitam ter algumas características específicas conforme a necessidade de cada projeto. Assim, para atender o interesse da engenharia, surgiu um campo específico dentro dela, a engenharia de materiais, que tem o objetivo de indicar o melhor material para cada aplicação, além de desenvolvimento de novos materiais com característica específica para determinadas aplicações.

As ligas de alumínio encontram uma grande variedade de utilizações devido à sua notável combinação de características como baixa densidade, alta resistência à corrosão, fácil trabalhabilidade, alta condutividade elétrica e térmica. Quando comparados com aços estruturais, as ligas de alumínio têm menor peso específico e resistência à corrosão (MOHAMED et al., 2015). Além disso, as excelentes propriedades mecânicas e tribológicas do alumínio levaram ao uso extensivo dessas ligas em engenharia (SADELER et al., 2004).

As ligas de alumínio que serão estudadas, AA2011 e AA2014, são materiais produzidos a partir da metalurgia do pó. Este processo metalúrgico produz peças a partir de pós-metálicos ou não metálico processados que são compactados em uma forma definida e aquecidos abaixo do ponto de fusão. Processo esse que facilita o controle mais exato da composição química desejada (MOHAMED et al., 2015).

A liga de alumínio AA2014 tem alta resistência e baixa ductibilidade, de modo que a produção que não seja realizada pela metalurgia do pó é mais onerosa (OZDEMIR; AKSOZ, 2020). A liga AA2014 consiste principalmente em cobre, magnésio, manganês, silício e alguns outros elementos, e é amplamente utilizada na indústria onde alta resistência e boa trabalhabilidade são exigidas, como na aviação, indústria naval e defesa (GAVGALI; AKSAKAL, 1998; ZHILYAEV; LANGDON, 2008).

A liga AA2014 veio para substituir a liga AA2024. Aquela é uma liga de Al-Cu-Mg que tem potencial de fazer parte da família dos materiais estruturais (MOHAMED et al., 2015). Outrossim, o material com o devido tratamento térmico pode atender uma demanda por material com baixo peso em componentes estruturais (CHOI et al., 2019). Outro material promissor que será analisado é AA2011 que é uma liga de  $Al_7CuFe_3$ .

## 1.1 OBJETIVOS

### 1.1.1 Objetivo geral:

Realizar o tratamento térmico e analisar o aumento do endurecimento das amostras e, em alguns casos, a redução dessa dureza decorrente do fenômeno de superenvelhecimento.

Assim, o objetivo geral deste trabalho é estudar e caracterizar as ligas de Al-Cu (Dura-

alumínio) das séries AA2011 e AA2014, antes e após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, via técnicas da metalurgia do pó.

### **1.1.2 Objetivos específicos:**

- Modificar as propriedades físicas e mecânicas do material sem interferir na sua forma;
- Entender o comportamento do material após o tratamento térmico;
- Analisar, por meio de ensaios de dureza e micrografias, a dureza e a microestrutura das amostras após os tratamentos térmicos;
- Comparar e avaliar os resultados dos ensaios de microdureza, antes e após os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.

## 2 REFERENCIAL TEÓRICO

### 2.1 MATERIAIS

#### 2.1.1 Ligas de Alumínio

O alumínio tem sido usado por um longo tempo na indústria de transformação, transporte e outros setores devido à sua baixa densidade combinada com boas propriedades de resistência à corrosão, porém, possui baixa dureza. Novas demandas de aplicações são desenvolvidas continuamente. Conseguir tornar as ligas de alumínio competitivas em aplicações futuras e o acesso a ferramentas poderosas para o desenvolvimento de materiais é essencial. Uma vez que, na maioria das aplicações, uma ampla gama de demandas deve ser cumprida, é natural usar a otimização de materiais (ZANDER; SANDSTRÖM, 2008).

O fato de o alumínio ter baixa dureza pode ser contornado, porque a resposta do alumínio a mecanismos de endurecimento é significativa, ou seja, são termicamente tratáveis, conforme demonstrado na tabela 1, ao comparar um alumínio puro com suas possíveis formas de endurecimento.

Tabela 1 – Efeito dos mecanismos de endurecimento no alumínio e nas ligas metálicas.

Material	Limite de resistência à tração (Mpa)	Limite de escoamento (Mpa)	Alongamento (%)	Razão entre limite de escoamento da liga e do Al puro
Al puro	45	17	60	1
Al comercialmente puro (pureza mínima de 99%)	90	34	45	2,0
Liga de Al endurecida por solução sólida	110	41	35	2,4
Al trabalhado a frio	165	152	15	8,8
Liga de Al endurecida por dispersão	290	152	35	8,8
Liga de Al endurecida por envelhecimento	572	503	11	29,2

Fonte – (ASKELAND; PHULÉ, 2008).

Em relação à classificação do alumínio segundo o sistema adotado pela Aluminum Association em 1971 e também pela ABNT, e que atualmente é o mais aceito internacionalmente (BARBOSA, 2014a). Pode ser subdividido em duas partes: uma adotada para ligas em trabalho mecânico (forjamento, extrusão, forjamento, laminação entre outros) destinada exclusivamente a produção de peças fundidas (BARBOSA, 2014a). Como demonstrado nas figuras 1 e 2

Figura 1 – Ligas submetidas a tratamento mecânico

Série	Composição Química	Aplicações principais
1XXX	Al comercialmente puro	Cabos de alumínio, utensílios domésticos, trocadores de calor
2XXX	Al-Cu e Al-Cu-Mg	Indústria aeronáutica
3XXX	Al-Mn e Al-Mn-Mg	Latas de bebidas. Painéis
4XXX	Al-Si	Metal de adição para soldas. Pistões forjados de motores
5XXX	Al-Mg	Aplicações náuticas (navios e barcos), tanques para transporte de combustíveis e produtos especiais
Série	Composição Química	Aplicações principais
6XXX	Al-Mg-Si	Perfis arquitetônicos. Componentes automotivos
7XXX	Al-Zn e Al-Zn-Mg	Indústria aeronáutica
8XXX	Outras ligas (Al-Li, Al-Fe...)	Laminados finos (folhas) e outras para embalagens descartáveis

Fonte – (BARBOSA, 2014a)

Figura 2 – Ligas para produção de peças fundidas

Série <sup>1</sup>	Composição Química <sup>2</sup>	Aplicações principais
1XX.X	Al comercialmente puro	Contatos elétricos
2XX.X	Al-Cu e Al-Cu-Mg	Indústria aeronáutica
3XX.X	Al-Si-Mg e Al-Si-Cu	Várias
4XX.X	Al-Si	Pistões fundidos de motores
5XX.X	Al-Mg	Aplicações náuticas (navios e barcos)
7XX.X	Al-Zn e Al-Zn-Mg	Indústria aeronáutica
8XX.X	Al-Sn	Várias, para ligas com baixo ponto de fusão

Fonte – (BARBOSA, 2014a)

Falando agora mais especificamente das ligas Al-Cu, conhecidas como ligas da série 2XXX (trabalhada) e 2XXX.X (Fundidas), segundo a classificação da aluminum association, são as ligas de alumínio em desenvolvimento mais antigas. Seu surgimento data do início do século XX. Esses dois grandes grupos podem ser divididos ainda em dois grandes grupos principais, conforme a porcentagem presente de magnésio: ligas com um teor de magnésio relativamente alto (também conhecida como Al-Cu-Mg), superior a 1%, como a AA2024 e AA2618, que possuem respectivamente 1,5 e 1,6%. Por outro lado, temos: ligas de alumínio com baixo teor de magnésio como AA2025 e AA2019.

Nas Figuras seguintes, figuras 3, 4, 5, 6, são apresentadas a composição química nominal e valores típicos de propriedades mecânicas que podem ser obtidos para as ligas Al-Cu-Mg trabalhada mecanicamente e por meio de fundição (BARBOSA, 2014a).

Figura 3 – composição química de ligas Al-Cu trabalhadas

Liga	Cobre	Magnésio	Silício	Manganês	Outros	Alumínio
2011	5,5	—	—	—	0,40: Bi, Pb e Fe	Restante
2014	4,4	0,5	0,8	0,8	—	Restante
2017	4,0	0,6	0,5	0,7	—	Restante
2117	2,6	0,35	—	—	—	Restante
2218	4,0	1,5	—	—	2,0 Ni	Restante
2618	2,3	1,6	0,18	—	1,1 Fe; 1,0 Ni; 0,07 Ti	Restante
2219	6,3	—	—	0,30	0,10 V; 0,18 Zr; 0,06 Ti	Restante
2024	4,4	1,5	—	0,6	—	Restante
2025	4,4	—	0,8	0,8	—	Restante
2036	2,6	0,45	—	0,25	—	Restante

Fonte – (BARBOSA, 2014a)

Figura 4 – composição química de ligas Al-Cu fundidas

Liga	Cobre	Magnésio	Silício	Ferro	Zinco	Outros	Alumínio
201.0	4,6	0,35	0,10 máx	0,15 máx	—	0,7 Ag; 0,35 Mn	Restante
202.0	4,6	0,35	0,10 máx	0,15 máx	—	0,7 Ag; 0,4 Cr; 0,5 Mn	Restante
203.0	5,0	0,10 máx	0,30 máx	0,50 máx	—	1,5 Ni; 0,25 Mn; 0,25 Sb; 0,25 Co; 0,20 Zr; 0,20 Ti	Restante
204.0	4,6	0,25	0,20 máx	0,35 máx	—	—	Restante
206.0	4,6	0,25	0,10 máx	0,15 máx	—	0,35 Mn	Restante
208.0	4,0	0,10 máx	3,0	1,2 máx	1,0 máx	—	Restante
213.0	7,0	0,10 máx	2,0	1,2 máx	2,5 Max	—	Restante
222.0	10,0	0,25	2,0 máx	1,5 máx	0,8 Max	—	Restante
224.0	5,0	—	0,06 máx	0,10 máx	—	0,35 Mn; 0,1 V; 0,2 Zr	Restante
238.0	10,0	0,25	4,0	1,5 máx	1,5 Max	—	Restante
240.0	8,0	6,0	0,50	0,50	—	0,5 Mn; 0,5 Ni	Restante
242.0	4,0	1,5	0,7 máx	1,0 máx	0,35 Max	2,0 Ni	Restante
243.0	4,0	2,0	0,35 máx	0,40 máx	—	0,3 Mn; 2,1 Ni; 0,3 Cr	Restante
249.0	4,2	0,40	0,05 máx	0,10 máx	3,0	0,4 Mn	Restante
295.0	4,5	—	1,1	1,0 máx	—	—	Restante
296.0	4,5	—	2,5	1,2 máx	0,50 Max	—	Restante

Fonte – (BARBOSA, 2014a)

Figura 5 – propriedade mecânica de ligas Al-Cu trabalhadas

Liga	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de resistência ao escoamento (MPa)	Alongamento (%) em 50mm	Dureza Brinell	Limite de resistência à fadiga (MPa)
2011 (T8)	405	310	12	100	125
2014 (T6)	485	415	12	135	125
2017 (T4)	425	275	22	105	125
2117 (T4)	300	165	27	70	95
2218 (T72)	330	255	11	95	—
2618 (T61)	435	370	10	—	130
2219 (T87)	475	395	10	130	105
2024 (T861)	515	490	6	135	125
2025 (T6)	400	255	19	110	125
2036 (T4)	340	195	24	—	—

Fonte – (BARBOSA, 2014a)

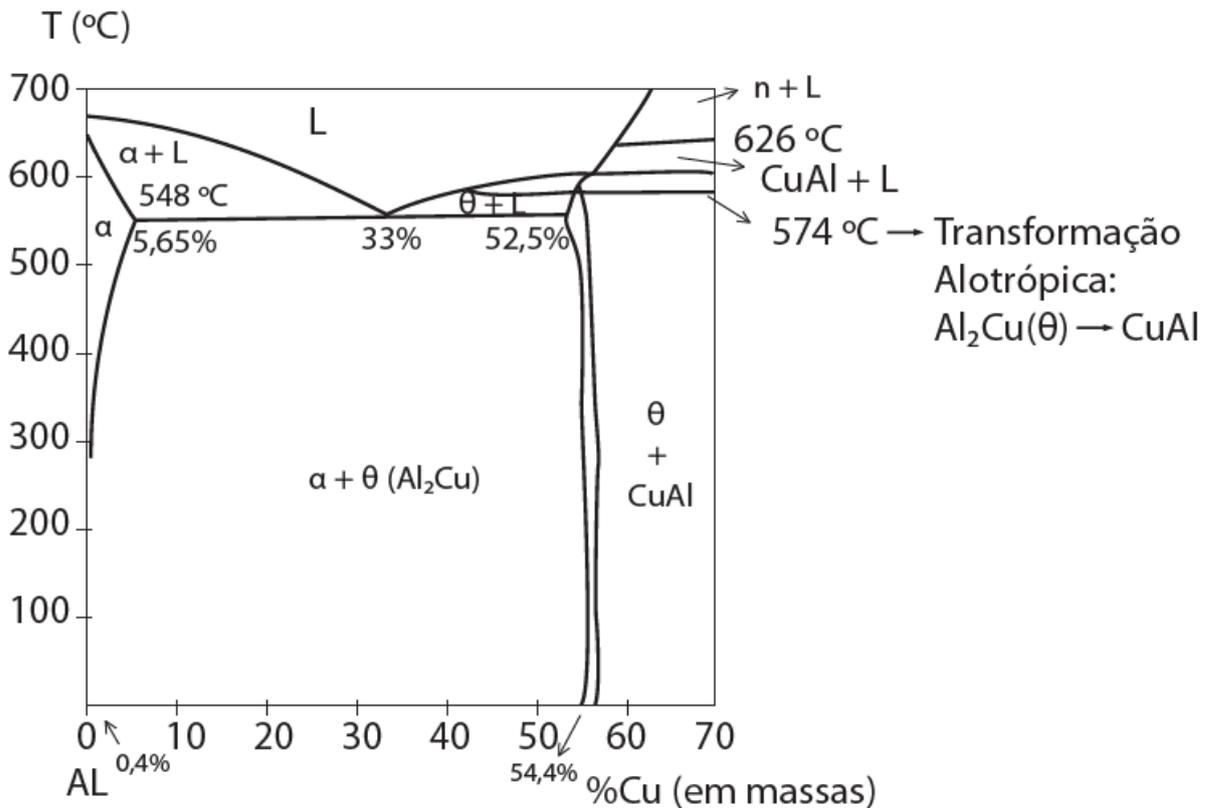
Figura 6 – Propriedade mecânica de ligas Al-Cu fundidas

Liga	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de resistência ao escoamento (MPa)	Alongamento (%) em 50mm	Dureza Brinell
201.0 (T6)	448	379	8,0	130
208.0 (F)	145	97	2,5	55
213.0 (F)	165	103	1,5	70
222.0 (T62)	421	331	4,0	115
224.0 (T571)	380	276	10,0	123
240.0 (F)	235	200	1,0	90
242.0 (T571)	221	207	0,5	85
295.0 (T6)	250	165	5,0	75

Fonte – (BARBOSA, 2014a)

Falando mais especificamente das ligas AA2024 e AA2011, cada uma fazendo parte de subgrupo diferente. A liga AA2024 por possuir uma alta quantidade de Mg, causadora da formação da fase  $Al_{12}(Fe, Mn)Si$ , presente também em outras ligas, forma as partículas chamadas de dispersoides, provoca o retardamento da recristalização e crescimento de grãos. Já a liga 2011, por outro lado, não apresenta quantidades de magnésio e manganês consideradas altas, mas sim de ferro e silício, que leva à formação da fase  $Al_7CuFe_2$ . Para melhor entendimento, temos o diagrama de fase Al-Cu, figura 7.

Figura 7 – Trecho do diagrama de fases Al-Cu.

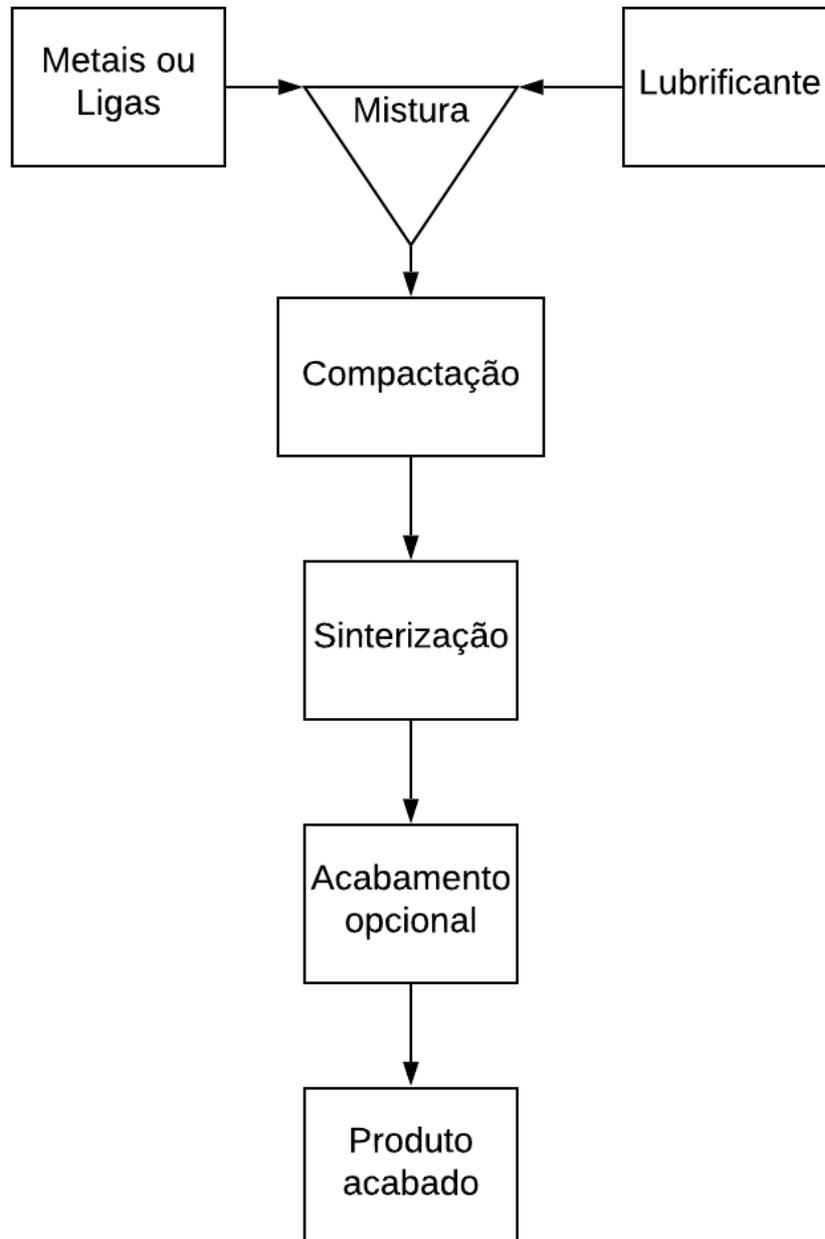


Fonte – (BARBOSA, 2014a)

## 2.2 METALURGIA DO PÓ

A Metalurgia do Pó (MP) é o principal método usado extensivamente na fabricação de materiais melhorados (PABI; MANNA; MURTY, 1999; OZER, 2016). Dentro da metodologia MP, seguindo a compactação a frio do pó, o processo de sinterização é usado. Os corpos sólidos são ligados por forças atômicas através da aplicação de calor (PABI; MANNA; MURTY, 1999; CHIAVERINI, 1986; OZER, 2016). Mesmo em temperatura ambiente, a sinterização é possível através da aplicação de pressão. Sinterização é um método de integração de pós com ou sem a formação de uma fase líquida, particularmente entre as interfaces de pós. Durante o aquecimento (sinterização), resulta no crescimento e fortalecimento das ligações entre as partículas de pó, de modo a formar um produto final denso e com boa resistência mecânica. Na figura 8 mostra-se um resumo da representação esquemática das etapas da Metalurgia do Pó (CHIAVERINI, 1986).;

Figura 8 – Fluxograma do processo de Metalurgia do Pó



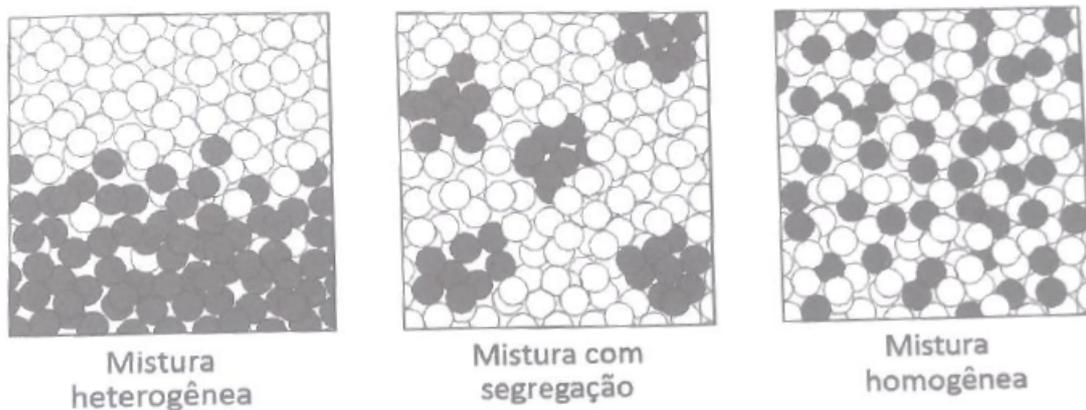
Fonte – Autor,2023

### 2.2.1 Mistura dos Pó

Detalhando as etapas mais importantes da metalurgia do pó: A primeira etapa do processo de metalurgia do pó, como visto na Figura 8, é a operação de mistura. Não basta simplesmente juntar os pó, o que resultaria em uma mistura heterogênea, há a necessidade de que eles se

misturem mais intimamente, de forma homogênea, e que haja a diminuição da sua granulometria para aumentar o contato entre as partículas. Quanto maiores as partículas, maior a tendência de se obter uma mistura com segregação, o que resultaria em resultados não uniformes e não consistentes. Nesse processo, procura-se garantir um pó uniforme com forma e tamanho de partículas bem distribuídas, que é o mais adequado para o próximo processo de compactação. (CHIAVERINI, 1986; SETORIAL, 2009). Na figura 9, mostra de forma simplificada esses tipos de misturas com a disposição das partículas.

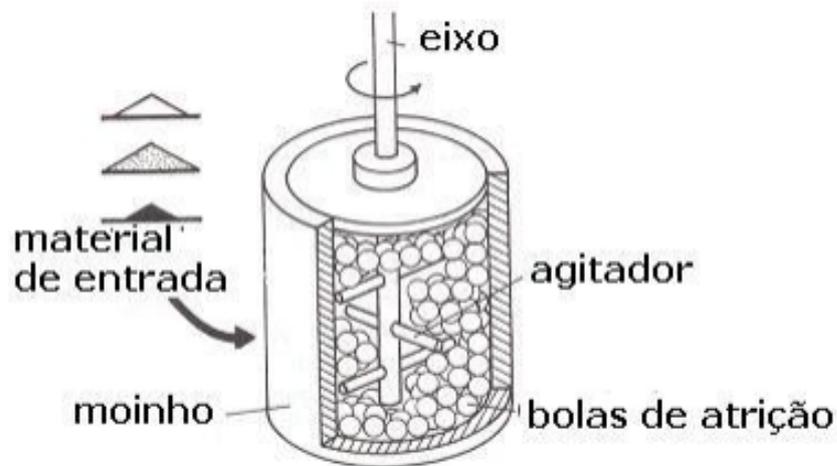
Figura 9 – Esquema simplificada dos tipos de misturas.



Fonte – (SETORIAL, 2009)

Entre outros equipamentos utilizados para a mistura e homogeneização, existem os moinhos de bola, misturadores de pás ou de rolos, homogeneizadores, entre outros (CHIAVERINI, 1986). No moinho de bolas, figura 10, tem-se um recipiente contendo as bolas e o pó, onde o mesmo gira fazendo a transferência de energia cinética das esferas, que estão se movimentando à alta velocidade, para as partículas de pós através de cisalhamento e impacto, o que gera sucessivos processos de deformação, soldagem e fratura quando um número de partículas se localizam entre esferas. Para reduzir o atrito entre o pó e as esferas, impedindo que o mesmo reaja e fique preso nas esferas, ao passo que essa diminuição também possa servir para reduzir o atrito na hora da compactação do compactado com a parede da matriz de compactação, nas misturas de pós utilizam-se lubrificantes. Os mais utilizados são o ácido esteárico, estearato de zinco e o estearato de lítio sintético (CHIAVERINI, 1986).

Figura 10 – Exemplo de moinho de bolas, o moinho atritor

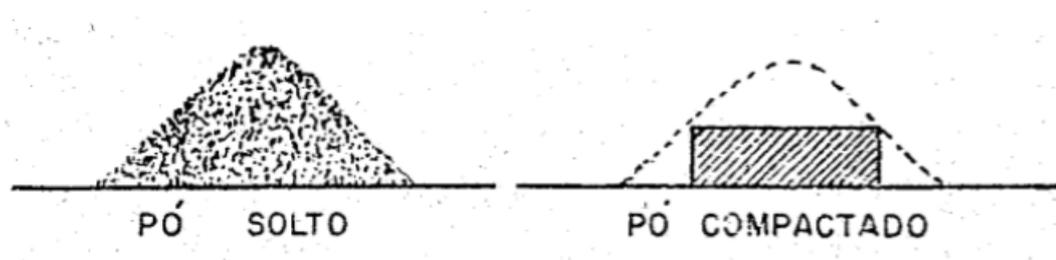


Fonte – (SETORIAL, 2009)

### 2.2.2 Compactação do Pó

Uma fase necessária, pois a mesma confere ao pó pela acomodação, levando ao formato e dimensões desejadas, figura 11, nesse processo deve-se levar em considerações a variação de dimensões na sinterização, além de conferir a esse compactado uma certa resistência mecânica adequada para o seu posterior manuseio, sem que haja uma danificação prematura. O Pó Metálico compactado pela aplicação de pressão é chamado de compactado verde, em que apresenta uma densidade específica, com uma porosidade desejada para a aplicação. A compactação propicia um maior contato entre as partículas de pó, ou seja, quanto maior a densidade verde, maiores as entre os pós, e proporcionando melhor resultado na fase de sinterização (CHIAVERINI, 1986).

Figura 11 – Transição do pó solto para o compactado

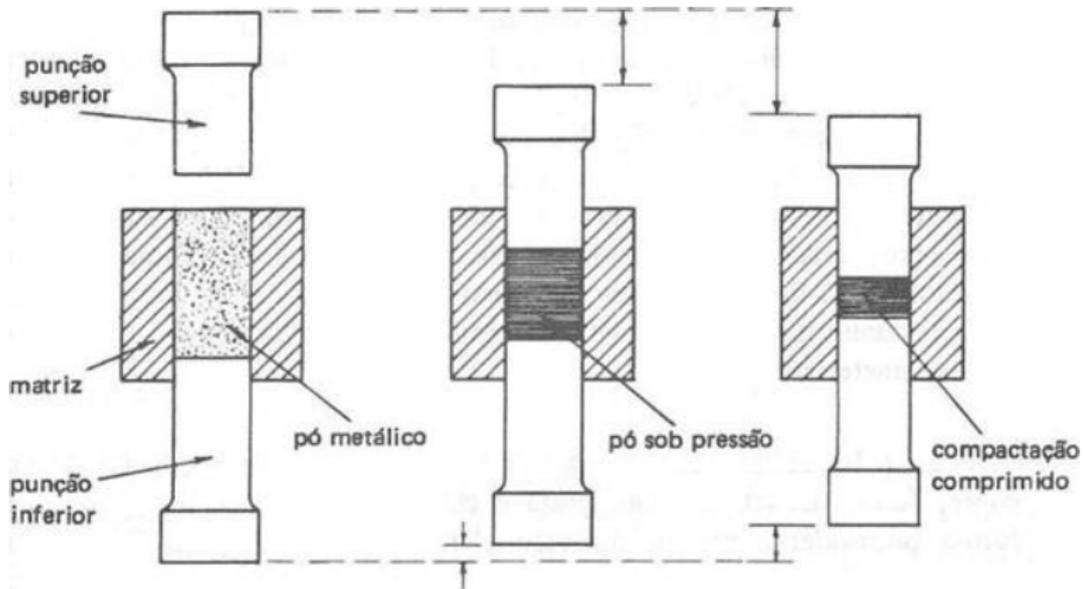


Fonte – (CHIAVERINI, 1992)

Os processos mais importantes de compactação são em matrizes rígidas, isostáticas a frio e quente, por laminação de pós, extrusão de pós, forjamento de pós, por extrusão, entre outros (CHIAVERINI, 1986). Uma das mais utilizadas é o de matriz rígida, em que são empregadas

pressas hidráulicas e/ou mecânicas, onde são montadas matrizes preenchidas com pó, aplica-se pressão sobre a mesma e após é retirado o compactado verde, figura 12. Nesse processo, deve-se considerar as dimensões em que se deseja obter no compactado e o tipo de material empregado na composição do pó. Para assim, definir uma pressão adequada, figura 13, (CHIAVERINI, 1986).

Figura 12 – Transição do pó solto para o compactado



Fonte – (CHIAVERINI, 1992)

Figura 13 – Faixas de pressões recomendadas para compactação

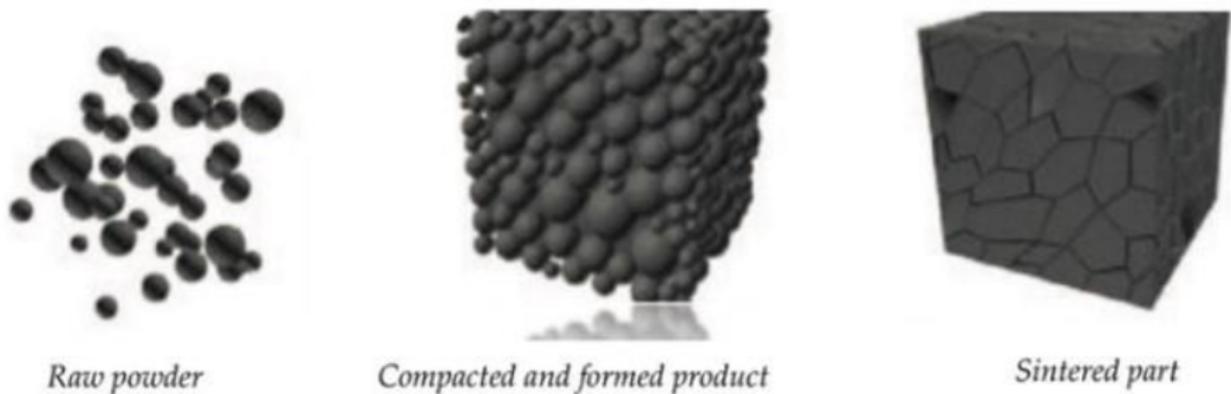
MATERIAL	Pressão tf/cm <sup>2</sup>
Materiais porosos e filtros metálicos	0,4 a 0,7
Metais refratários e carbonetos	0,7 a 2,1
Buchas porosas	1,4 a 3,5
Peças de máquinas	2,8 a 7,0
Peças de ferro e aço de alta densidade	7,0 a 16,9

Fonte – (CHIAVERINI, 1986)

### 2.2.3 Sinterização

Visando transformar pós-compactados ou não, em corpos sólidos que possuam densidade, dureza e resistência mecânica desejados, aquece-se o material a uma temperatura abaixo do ponto de fusão do constituinte principal, cerca de  $2/3$  a  $3/4$ , figura 14. Ao realizar esse procedimento se considera as condições controladas de temperatura, tempo de duração, velocidade de aquecimento/resfriamento e a atmosfera protetora.

Figura 14 – Etapas estruturais da Metalurgia do Pó



Fonte – (XAVIOR, 2018)

Os fornos utilizados na sinterização são diversos, dentre as classificações, os mesmos são divididos em 2 grupos, os fornos contínuos, tipo esteira e empurrador e fornos intermitentes, tipo caixa, tubo e mufla (CHIAVERINI, 1986). Na utilização dos fornos é essencial ter o controle de temperatura e atenção com o tempo.

Em geral, há uma diminuição do volume do compactado, devido à evaporação do lubrificante e pela mudança volumétrica provocada pela difusão sólida a altas temperaturas, conferindo maior rigidez, dureza e resistência mecânica ao material metálico produzido por metalurgia do pó.

## 2.3 TRATAMENTO TÉRMICO

Após a sinterização podemos ter tratamento térmico, acabamento opcional. Procedimento realizado por meio de aquecimentos e resfriamentos controlados pode causar, dentre outros efeitos, modificações nas propriedades físicas e mecânicas dos materiais pela alteração do tipo e proporção das fases presentes.

Dentre as ligas de alumínio, as ligas da série 2XXX, 6XXX, 7XXX e 8XXX são tratáveis termicamente, podendo ser endurecidas por envelhecimento. Dentre os tratamentos,

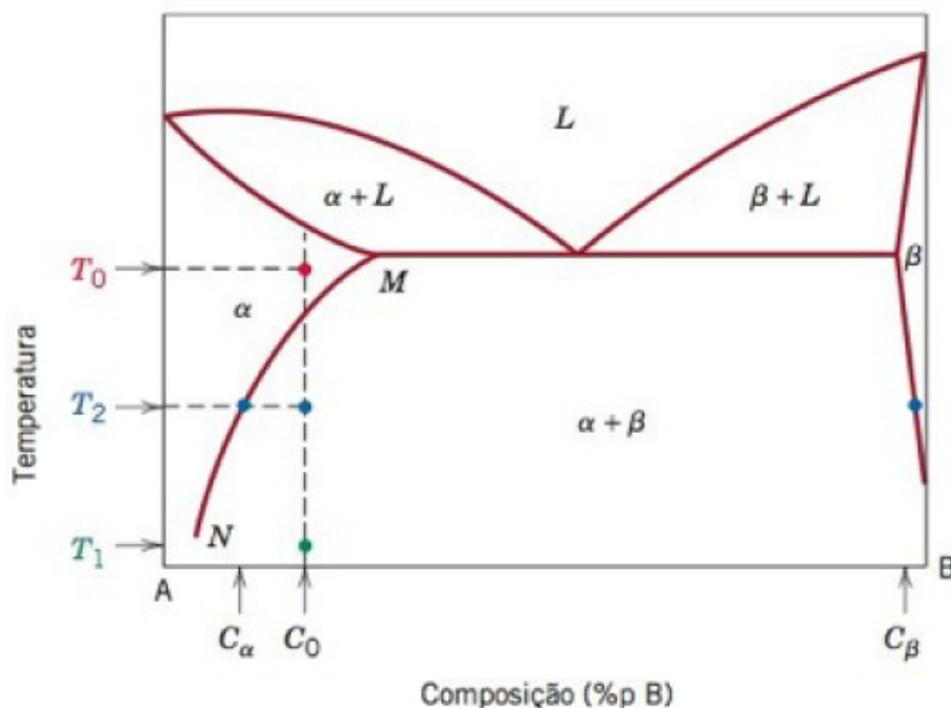
será enfatizado o T6, Tratamento Térmico de Solubilização e Envelhecimento Artificial.

### 2.3.1 Solubilização e Envelhecimento Artificial (T6)

Entre as ligas de alumínio, existem algumas que a resistência e dureza podem ser melhoradas pela formação de precipitados endurecedores, ou seja, partículas pequenas e uniformes dispersas uniformemente no interior da matriz que, por dificultar o movimento das discordâncias, funcionando como barreiras, provocam o endurecimento eficaz da liga.

Nesse sentido, o tratamento de envelhecimento é composto por três etapas básicas: tratamento de solubilização, têmpera ou resfriamento rápido e tratamento de envelhecimento artificial (ASKELAND; PHULÉ, 2008), figura 16. Seguindo a sequência de transformação de fase, como na Figura 15, primeiramente realiza o tratamento de solubilização onde uma certa concentração de material que apresenta as fases  $\alpha + \beta$  é aquecido até a região que apresenta só a fase  $\alpha$ , ou seja, acima da temperatura e permanece na mesma até que toda a fase  $\beta$ , composta de átomos de soluto, seja dissolvida na matriz  $\alpha$  restando apenas uma solução homogênea  $\alpha$ .

Figura 15 – Diagrama de fases hipotético para uma liga endurecida por precipitação



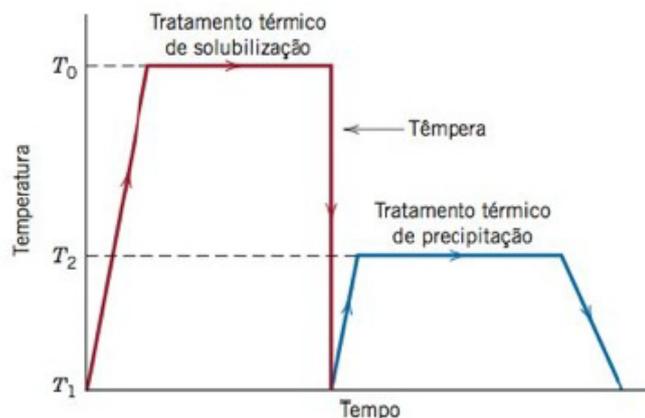
Fonte – (CALLISTER, 2002)

Passando para a segunda etapa, o material é resfriado rapidamente até uma temperatura ambiente, gerando uma situação fora de equilíbrio, pois a fase  $\alpha$  que foi formada a alta temperatura, está agora na temperatura ambiente. Isso ocorreu, pois o resfriamento foi rápido,

não houve tempo da segunda fase se difundir para os locais de nucleação, o que gerou uma solução metaestável e supersaturada, figura 16. Assim, a têmpera é muito importante, pois irá ajudar a acelerar a difusão dos átomos de soluto na etapa seguinte de envelhecimento artificial (BARBOSA, 2014b).

Passando para terceira etapa, figura 16, A solução sólida supersaturada, passa para a etapa do tratamento de envelhecimento artificial, em que a mesma é aquecida a uma temperatura intermediária na região bifásica  $\alpha + \beta$ , abaixo da solvus, e mantida por um tempo suficiente para que os átomos de soluto que estão em excesso se difundam para os locais de nucleação e haja o surgimento de precipitados endurecedores de fase  $\beta$ , espaçados uniformemente e pequeno.

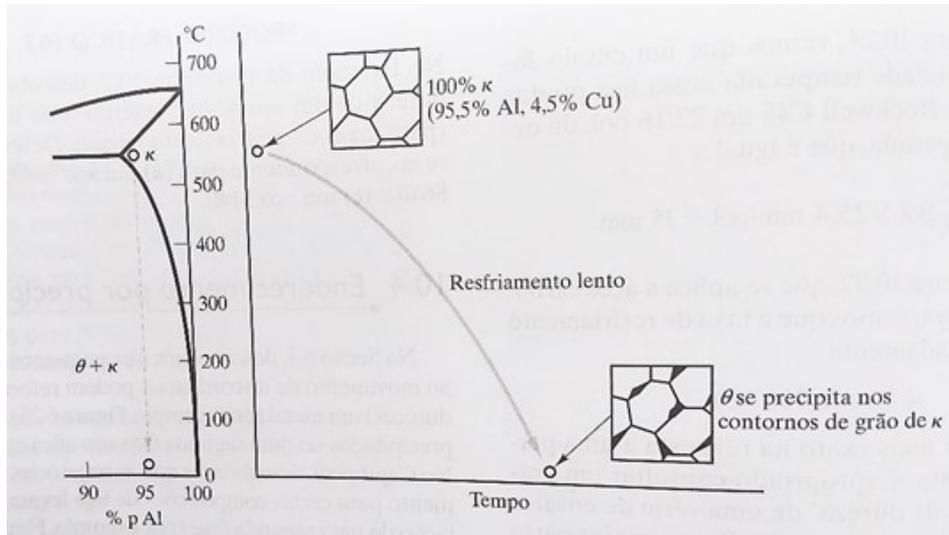
Figura 16 – Gráfico esquemático da temperatura em função do tempo mostrando tanto o tratamento térmico de solubilização quanto o de precipitação para o endurecimento por precipitação



Fonte – (CALLISTER, 2002)

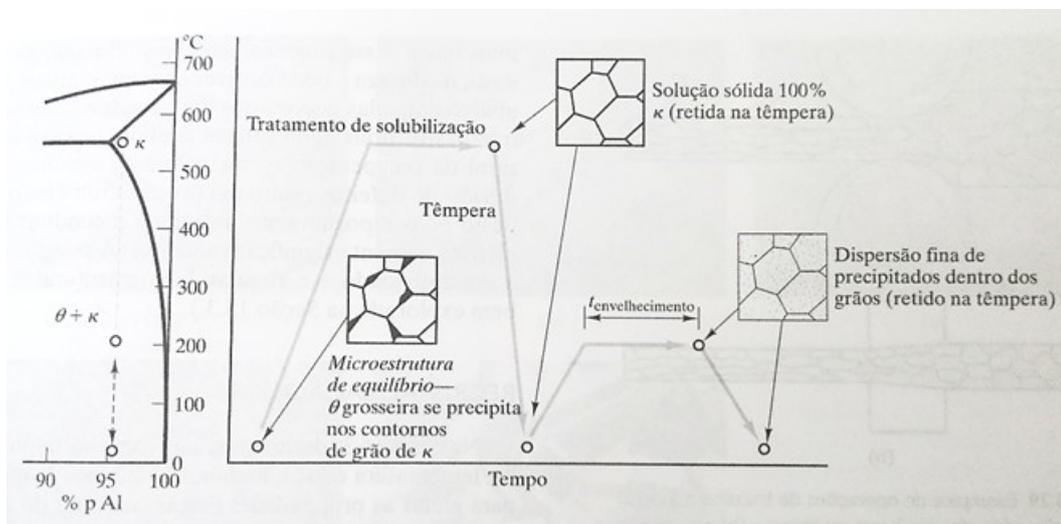
Ainda que a fase de equilíbrio resultante ser a mesma, caso realize um resfriamento lento ou as etapas de envelhecimento, a microestrutura se difere como aborda James nos exemplos mostrados na figura 17 e 18, em que na liga Al-Cu, no resfriamento lento, obtém precipitados grosseiros no contorno de grão, que afetam muito pouco a dureza da liga, todavia, quando o material passa pela evolução microestrutural no envelhecimento, o mesmo adquire precipitados finos e dispersos dentro dos grãos, que como comentado anteriormente, esses precipitados bloqueiam o movimento das discordâncias que, como resultado, aumenta a dureza da liga (SHACKELFORD, 2008a).

Figura 17 – Endurecimento por Precipitação: a) Diagrama de fases da liga Al-Cu resfriado lentamente da região monofásica para bifásica formando precipitados grosseiros.



Fonte – (SHACKELFORD, 2008a)

Figura 18 – Diagrama de fases da liga Al-Cu passando pelo processo de envelhecimento.

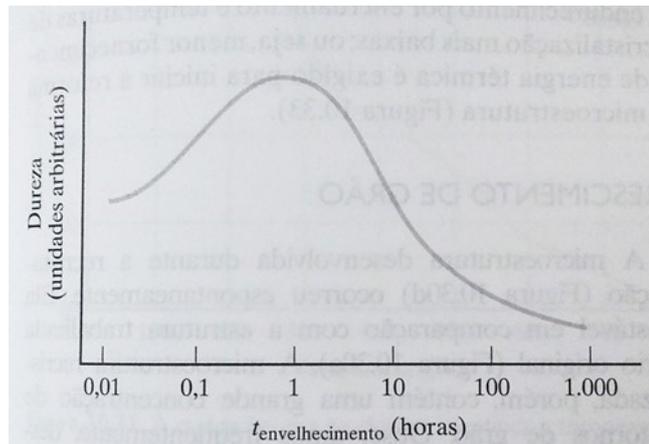


Fonte – (SHACKELFORD, 2008a)

Todavia, nem sempre os precipitados endurecedores que são gerados pelo tratamento de envelhecimento são finos. Quanto maior o tempo de envelhecimento, conforme mostrado na figura 19, a dureza tende a aumentar até atingir um valor máximo e a partir dele começa a cair (CALLISTER, 2000). Esse evento ocorre devido à união do precipitado que começa a ocorrer, o que os torna cada vez maiores e isso gera a introdução de incoerências na estrutura cristalina

(SHACKELFORD, 2008b). Como o precipitado está muito grande, incoerente e estável, irá diminuir o contato entre si, deixando espaço para a movimentação das discordâncias, o que consequentemente é o inverso do objetivo do tratamento, reduzindo as tensões e diminuindo a dureza (BARBOSA, 2014b).

Figura 19 – Variação da dureza no tempo de envelhecimento



Fonte – (SHACKELFORD, 2008a)

Pode-se observar no livro de Cássio Barbosa (BARBOSA, 2014a), algumas tabelas das temperaturas ideais para realizar o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, como mostrado na figura 20, para materiais da Série 2XXX.

Figura 20 – Variação da dureza no tempo de envelhecimento.

Liga	T solubilização (°C)	T envelhecimento (°C)
2011	525	160
2025	515	170
2219	535	175
2018	495	170
2024	495	190
2036	500	190
2038	540	205
2218	510	170
2008	510	205
2014	500	160
2017, 2117	500	170
2618	530	200
2090	540	165
2091	530	120

Fonte – (SHACKELFORD, 2008a)

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta seção será feito um estudo teórico de outros projetos de pesquisa a respeito desta área, como forma de aprofundamento no tema.

#### 3.1 MANUFATURA E CARACTERIZAÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO-COBRE (DURALUMÍNIO) FABRICADAS VIA TÉCNICAS DE METALURGIA DO PÓ

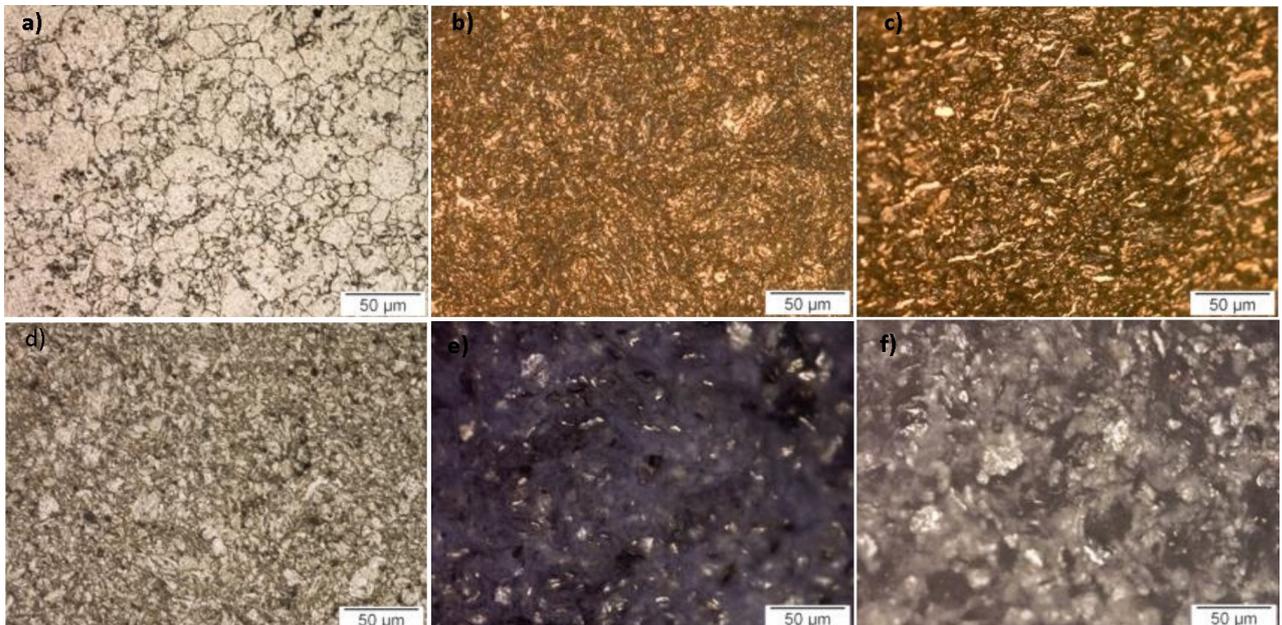
Esse trabalho de TCC é uma continuação do trabalho de Dissertações de Mestrado de Engenharia Mecânica com Manufatura e caracterização de ligas de alumínio-cobre (Duralumínio) fabricadas via técnicas de metalurgia do pó na UFPE.

Nesse contexto, serão detalhados os resultados obtidos nessa dissertação. O objetivo geral desta dissertação era estudar e caracterizar ligas de Al-Cu (Duralumínio) das séries 2XXX, em especial as ligas AA2011 e AA2014, com teores de cobre distintos, fabricadas via técnicas de MP.

##### 3.1.1 Microscopia Ótica

Analisando as amostras sinterizadas de AA1100, Al4%Cu Al4,5%Cu, Al5%Cu, Al5,5%Cu e Al6%Cu, submetendo a caracterização via MO. Esta seção apresenta os resultados obtidos e as discussões.

Figura 21 – Imagens de MO das amostras sinterizadas a) AA1100, b) Al4%Cu, c) Al4,5%Cu, d) Al5%Cu, e) Al5,5%Cu, f) Al6%Cu.



Fonte – (SILVA, 2017)

- A figura 21 (a) de MO do AA1100 apresenta contornos de grãos definidos com boa homogeneização e densificação.
- A figura 21 (b) apresenta as imagens de MO da amostra de Al4%Cu com aumentos de 500 vezes. As áreas mais escuras dão indícios da formação da fase  $\alpha$ , baseada na semelhança entre as micrografias existentes nas literaturas estudadas (Coutinho, 1980, p. 01 a 101) (Güven, 2015).
- A figura 21 (c) apresenta a imagem de MO da amostra de Al4,5%Cu de morfologia de grãos aproximadamente equiaxial, com contornos de grãos pouco definidos devido ao processo de moagem de alta energia que introduziu deformações e distorções no material (SILVA, 2017).
- A figura 21 (d) apresenta a imagem de MO da amostra de Al5%Cu apresentam morfologia de grãos aproximadamente equiaxial, os contornos de grãos não ficaram muito bem evidenciados e definidos como no caso da liga AA1100 devido ao processo de moagem de alta energia que introduziu deformações e distorções no material (SILVA, 2017).
- A figura 21 (e) apresenta a imagem de MO da amostra de de Al5,5%Cu mostram indícios da formação do composto  $Al_2Cu$  (SILVA, 2017).

- A figura 21 (f) apresenta a imagem de MO da amostra de Al6%Cu apresentam morfologia de grãos aproximadamente equiaxial, os contornos de grãos não ficaram muito bem evidenciados (SILVA, 2017).

### 3.1.2 Microdureza Vickers

A Tabela 2 apresenta os resultados de Microdureza Vickers obtidos para as ligas sinterizadas com 4; 4,4; 5; 5,5 e 6% de Cobre, comparados com o resultado da amostra da liga de Al AA1100 usado como base para demonstrar o ganho de dureza obtido, a tabela apresenta todas as impressões, a média, o desvio padrão e o aumento obtido para cada liga.

Tabela 2 – Resultados do Ensaio de Microdureza Vickers, sem tratamento térmico.

	Al AA1100	4%Cu	4,5%Cu	5%Cu	5,5%Cu	6%Cu
1ª impressão	33,17	73,42	76,52	84,74	88,41	91,65
2ª impressão	31,22	72,10	81,68	93,58	91,09	91,37
3ª impressão	31,84	71,76	80,64	87,31	91,58	92,10
4ª impressão	31,02	73,04	77,20	85,60	90,18	89,42
5ª impressão	30,42	72,83	72,23	83,88	88,88	92,72
6ª impressão	34,04	79,31	69,58	78,62	92,70	88,88
<b>Média</b>	<b>31,95</b>	<b>73,74</b>	<b>76,31</b>	<b>85,62</b>	<b>90,47</b>	<b>91,02</b>
<b>Desvio padrão</b>	1,26	2,55	4,29	4,45	1,50	1,40
<b>Aumento de dureza</b>	0,00%	130,80%	138,83%	168,98%	183,17%	184,89%

Fonte – (SILVA, 2017)

A liga de Al AA1100 obteve 31,95HV enquanto a liga com 4%Cu obteve um ganho de 130,8% obtendo em média 73,74 HV, a liga com 6%Cu obteve o maior valor, 91,02 HV e 184,89% de aumento de dureza, mostrando que o Cobre influencia no endurecimento da liga. Os resultados do desvio padrão indicam uma dispersão muito pequena para a microdureza. Houve aumentos significativos de dureza até a liga com 5,5% Cu, porém a amostra com 6%Cu apresentou pouco aumento de dureza, passando de 90,47HV (liga com 5,5%) para 91,02HV (liga com 6%), este fato dá indícios de que começou a ocorrer o fenômeno de superenvelhecimento (SILVA, 2017).

### 3.2 COMPORTAMENTO DE ENDURECIMENTO DO ENVELHECIMENTO DA LIGA DE METALURGIA DO PÓ AA2014

O referido artigo aborda o comportamento de endurecimento da liga MP AA2014 com envelhecimento. Desenvolvida pelo *HulyaKacarDurmuseCevdetMerici* publicado no jornal *Materials & design*, volume 28 nas páginas 982 à 986, no ano de 2007 na editora Elsevier.

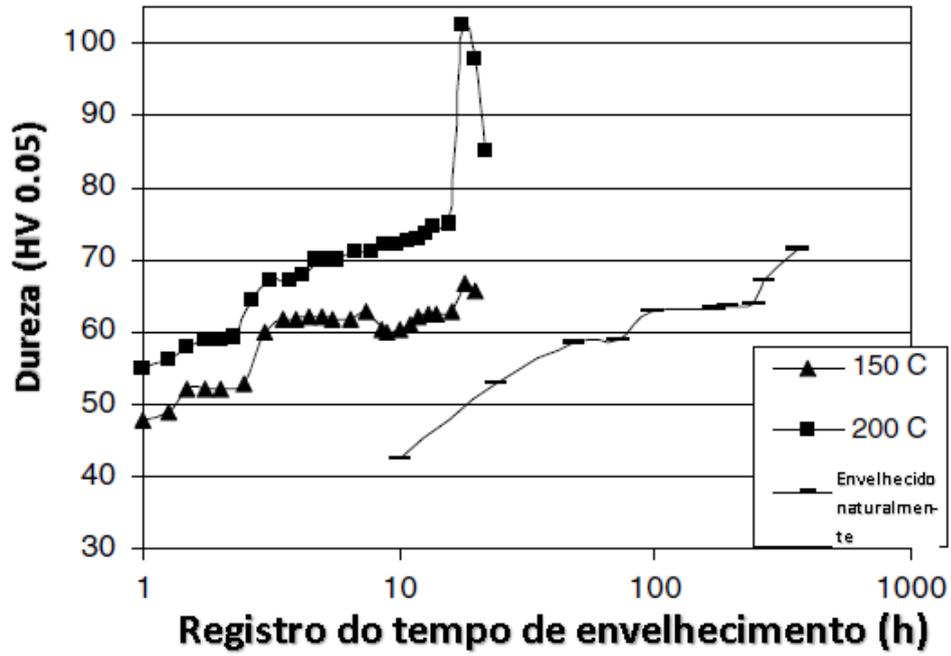
O autor relata que o objetivo deste artigo é investigar o comportamento de endurecimento da liga MP AA2014 ao envelhecimento. O material utilizado foi produzido por metalurgia do pó (MP). A produção do MP, o produto foi feito de materiais básicos em pó por prensagem (a 600 MPa) e sinterização ( $600 \pm 5^\circ\text{C}$ ,  $610 \pm 5^\circ\text{C}$ ,  $620 \pm 5^\circ\text{C}$ ). Havia três etapas que ocorrem no envelhecimento; tratamento de solução ( $510 \pm 5^\circ\text{C}$ ), têmpera (água) envelhecimento ( $20^\circ\text{C}$ ,  $150 \pm 5^\circ\text{C}$ ,  $200 \pm 5^\circ\text{C}$ ).

No desenvolvimento da pesquisa, recorreram a três etapas que ocorrem no endurecimento do envelhecimento: tratamento com solução, têmpera e envelhecimento. Após a usinagem, todos os corpos-de-prova passaram pelo processo de solubilização com calor tratado a  $510 \pm 5^\circ\text{C}$  por 2 h. O principal objetivo desta etapa é dispensar o precipitado e quebrar quaisquer aglomerados que possam estar presentes na liga, produzindo uma solução homogênea. Em seguida, eles foram colocados em água à temperatura ambiente. O objetivo da têmpera é preservar o sólido solução formada na temperatura de tratamento térmico da solução por resfriamento rápido a uma temperatura mais baixa. O tratamento de envelhecimento, subsequente, foi manter em ambiente o forno a  $150 \pm 5^\circ\text{C}$ ,  $200 \pm 5^\circ\text{C}$  por 0–25 h. Por outro lado, uma amostra foi mantida na sala à temperatura ambiente para envelhecimento natural.

#### 3.2.1 Testes de dureza

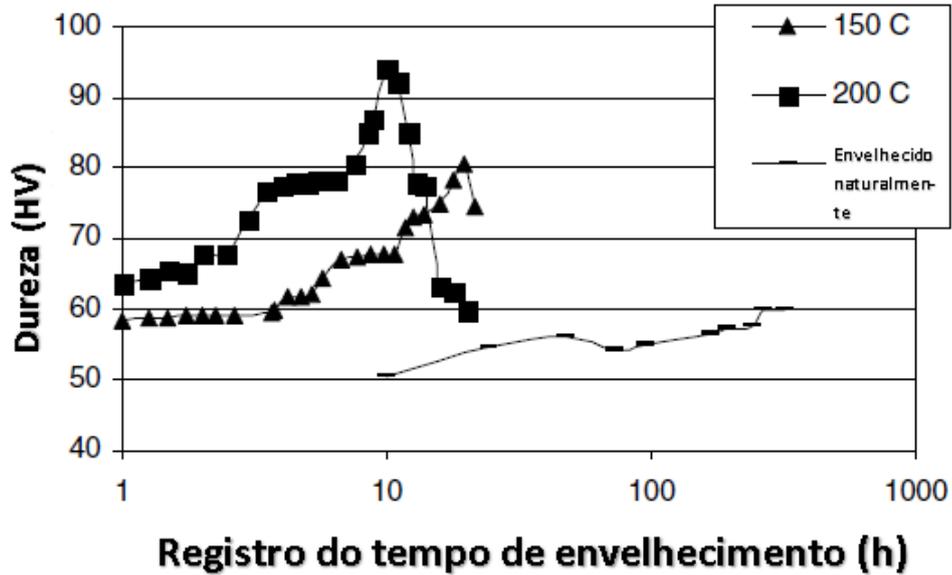
As curvas para diferentes sinterizados da liga MP AA2014 envelhecida mostram uma notável diferença nos níveis de dureza. O aumento da dureza é aproximadamente 100% para a amostra 1b, mas 45% para a amostra 1c e 60% para a amostra 1a. Os valores de dureza da liga MP em condições de envelhecimento são mostrados nas figuras 22, 23 e 24 o valor máximo de dureza encontrado 120 HV na amostra 1b. A análise dos dados nas figuras mostra que a escolha do regime de tratamento térmico é importante para o material e as propriedades da liga MP.

Figura 22 – Variação da dureza com o tempo de envelhecimento a  $150 \pm 5$  C,  $200 \pm 5$  C e temperatura ambiente para a amostra 1.



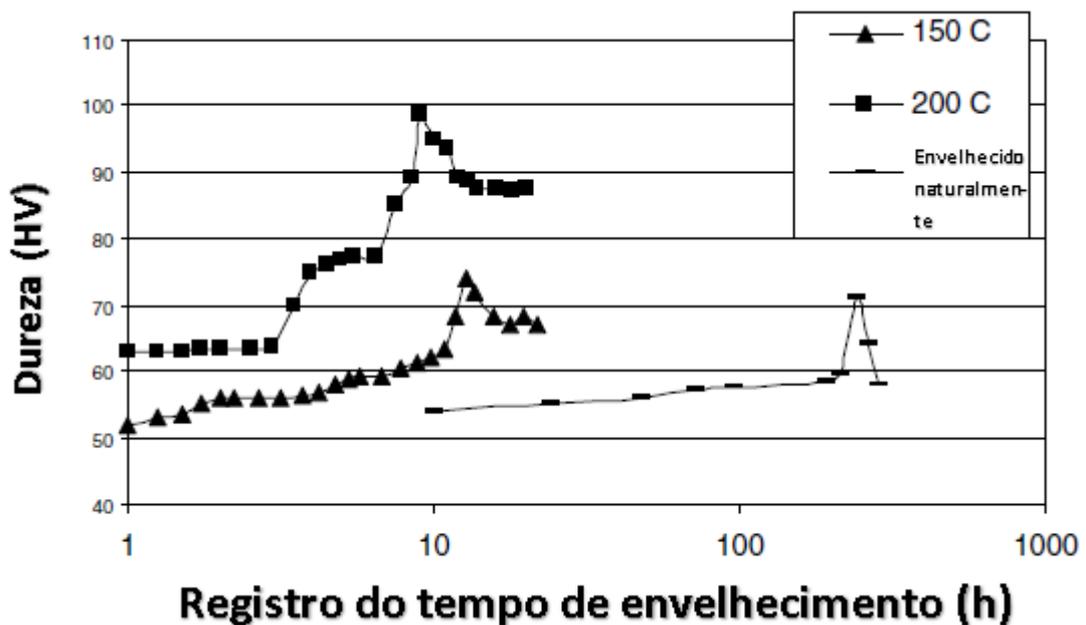
Fonte – (DURMUŞ; MERIC, 2007)

Figura 23 – Variação da dureza com o tempo de envelhecimento a  $150 \pm 5$  C,  $200 \pm 5$  C e temperatura ambiente para a amostra 2.



Fonte – (DURMUŞ; MERIC, 2007)

Figura 24 – Variação da dureza com o tempo de envelhecimento a  $150 \pm 5$  C,  $200 \pm 5$  C e temperatura ambiente para a amostra 3.



Fonte – (DURMUŞ; MERIC, 2007)

### 3.2.2 Teste de densidade

Os resultados obtidos mostram que a densidade aumentou com o aumento da temperatura de sinterização, Tabela 3, densidades de 96 – 98%. A fusão local entre as partículas contribuiu para o aumento da densidade em alta temperatura de sinterização.

Tabela 3 – Densidade da liga PM AA 2014.

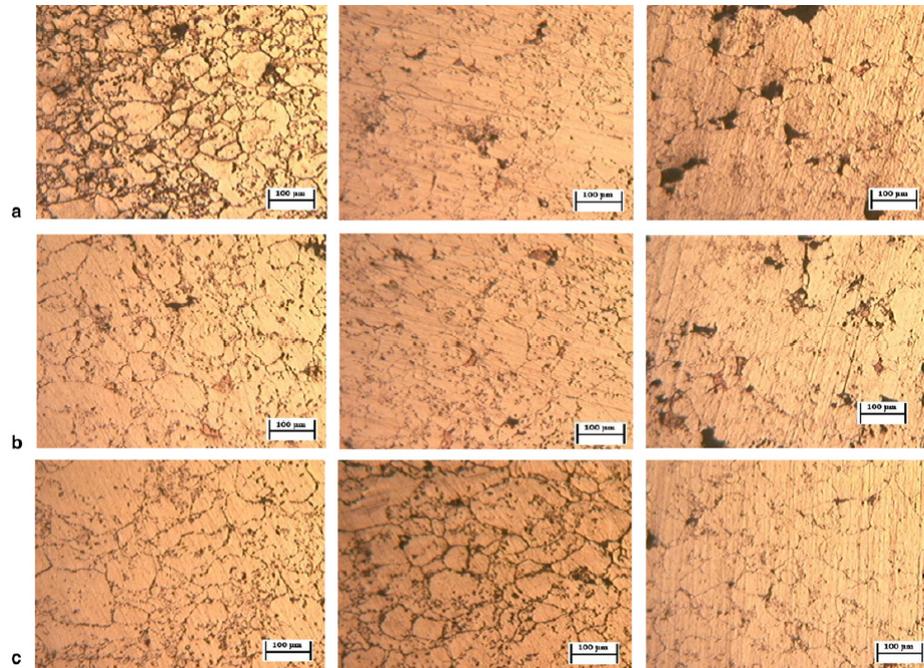
Densidades medidas (g/cm <sup>3</sup> ) Para PM AA2014	
Temperatura de sinterização ( °C)	Densidade após a sinterização (g/cm <sup>3</sup> )
600	2.584 (96.89%)
610	2.57 (97.27%)
620	2.55 (98.039%)

Fonte – (DURMUŞ; MERIC, 2007)

### 3.2.3 Microestrutura

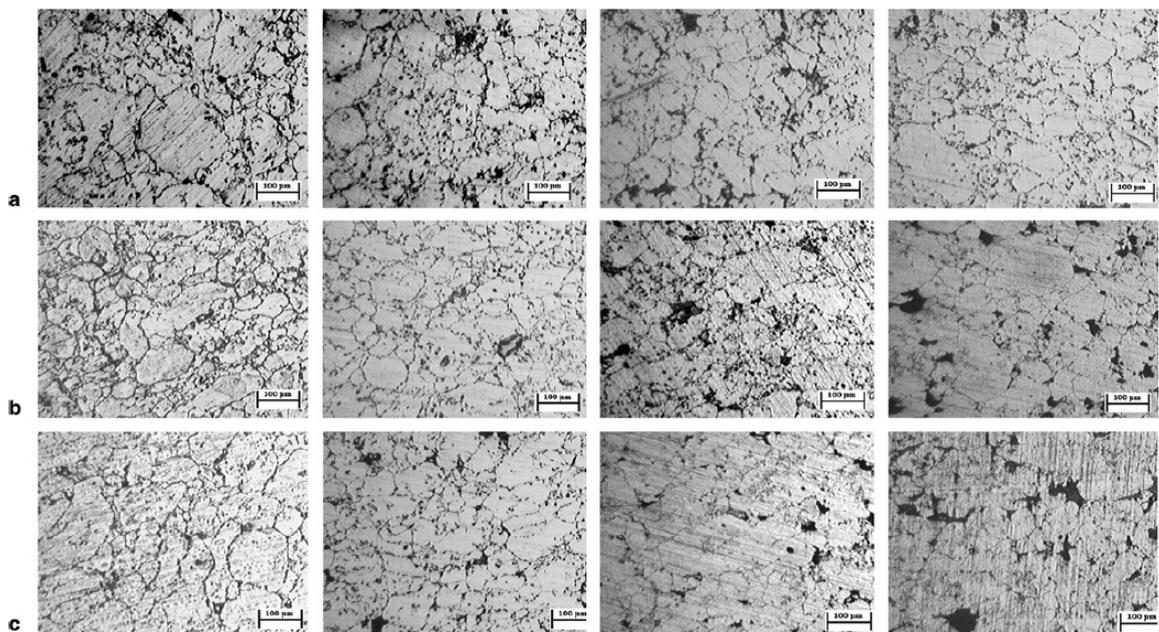
Para investigação da microestrutura, a liga envelhecida foi polida mecanicamente usando práticas metalográficas padrão com reagente de Keller e observadas em ótica microscópio. A microestrutura dos espécimes envelhecidos é mostrada nas figuras 25 , 26 e 27.

Figura 25 – Microestrutura de amostras envelhecidas naturalmente (0 h, 140 h, 240 h): (a) em 600 °C sinterizadas; (b) em 610 °C sinterizadas; (c) em 620 °C sinterizadas.



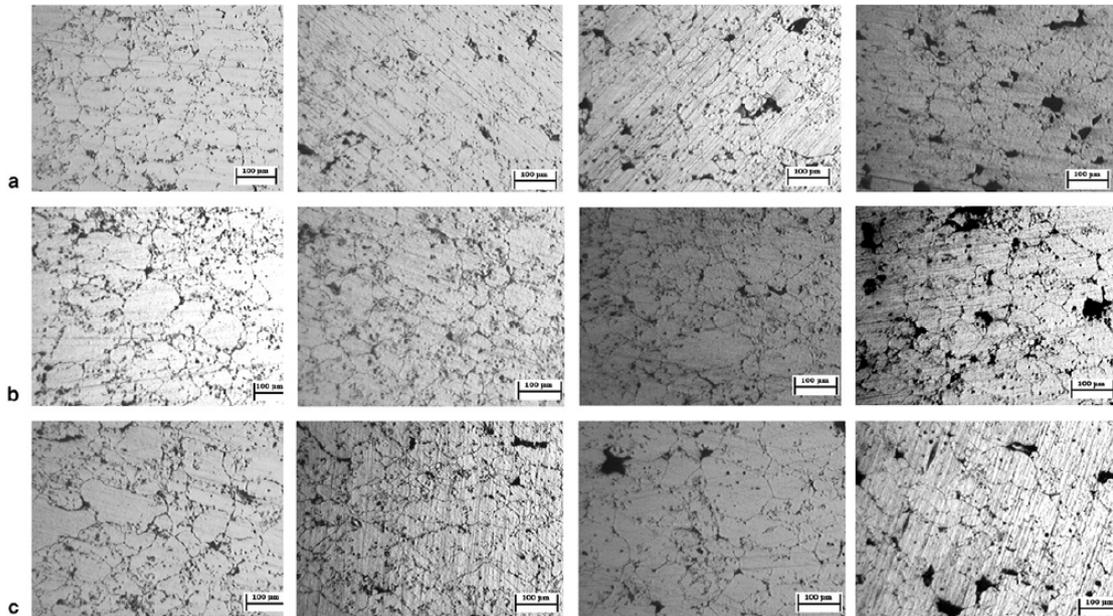
Fonte – (DURMUŞ; MERIC, 2007)

Figura 26 – Microestrutura de amostras envelhecidas em 150 °C (0 h, 140 h, 240 h): (a) em 600 °C sinterizadas; (b) em 610 °C sinterizadas; (c) em 620 °C sinterizadas.



Fonte – (DURMUŞ; MERIC, 2007)

Figura 27 – Microestrutura de e amostras envelhecidas em 200 °C (0 h, 140 h, 240 h): (a) em 600 °C sinterizadas; (b) em 610 °C sinterizadas; (c) em 620 °C sinterizadas..



Fonte – (DURMUŞ; MERIC, 2007)

### 3.2.4 Conclusões

Os experimentos documentaram o potencial de envelhecimento, tratamentos e sinterização para personalizar as propriedades da Liga MP AA2014. Em todos os casos investigados, ocorreu precipitação no tratamento de endurecimento que leva a um aumento considerável de dureza. Os pontos principais das conclusões são:

1. aconteceu um aumento de dureza ente 80 % e 40 % na liga MP AA2014.
2. Para sinterização a  $600^{\circ}\text{C} \pm 5$  com amostra envelhecida natural, o valor máximo de dureza ocorreu na sinterização em  $600 \pm 5$  °C, nas envelhecidas artificialmente em amostras de  $150 \pm 5$  °C (120 HV).
3. Todas as amostras de envelhecimento natural observaram dureza menor que o envelhecimento artificial.
4. Dureza máxima no envelhecimento natural ocorreu na amostra tratada a  $620 \pm 5$  °C.

### 3.3 EFEITO DA LIGA TERMO-MECÂNICA E ENVELHECIMENTO EM AA2014 LIGA DE ALUMÍNIO APÓS SINTERIZADO USANDO GRAFITE

O seguinte artigo aborda o Efeito da liga AA2014 que passou por um processo de envelhecimento após sinterizado com grafite *zdemir, AbbasTamerandAks* publicado no jornal

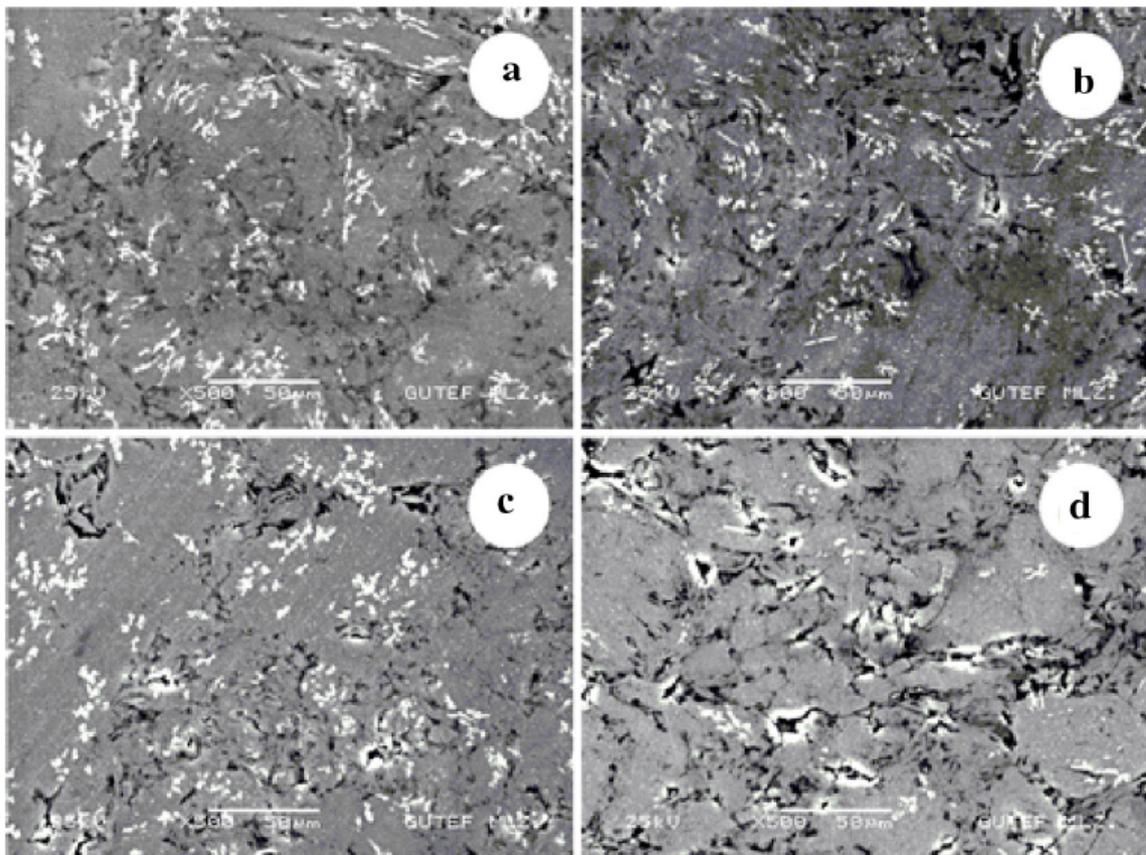
Bulletin of Materials Science, volume 43, páginas 1 à 10, no ano de 2020 na editora Springer.

A liga foi elaborada em uma pressão de 800 MP sinterizada 500°C por 4, 8 e 24h. Depois passou por um processo de sinterização em 550 °C por 4, 8 e 24h. Passando também pelo processo de envelhecimento em 150°C por 4, 8, 12, 16, 24, 46h, sucessivamente.

### 3.3.1 Resultados

No entanto, surpreendentemente, mesmo no final do processo de sinterização prolongada, apenas partículas da fase  $Al_2Cu$  ( $\theta$ ) vistas nos limites dos grãos, onde era esperado a fase  $Al_4C_3$ . Nas micrografias MEV das amostras recozidas por 4, 12 e 24 h em 550 °C são mostradas na figura 28. Ambas as figuras 28 c e d exibem as amostras sinterizadas por 24h. Figura 29 d apresenta a microestrutura que estava ainda mais envelhecida em 150°C por 46 h.

Figura 28 – Imagens MEV de amostras sinterizadas em 550°C para: (a) 4h, (b) 12h, (c) 24h de sinterização com branco áreas ricas em  $Cu(Al_2Cu)$  e (d) 24 e 46 h de envelhecimento excessivo a 150°C. As zonas de  $Al_2Cu$  (regiões brilhantes) são principalmente confinado em torno de micro-vazios nos limites dos grãos.



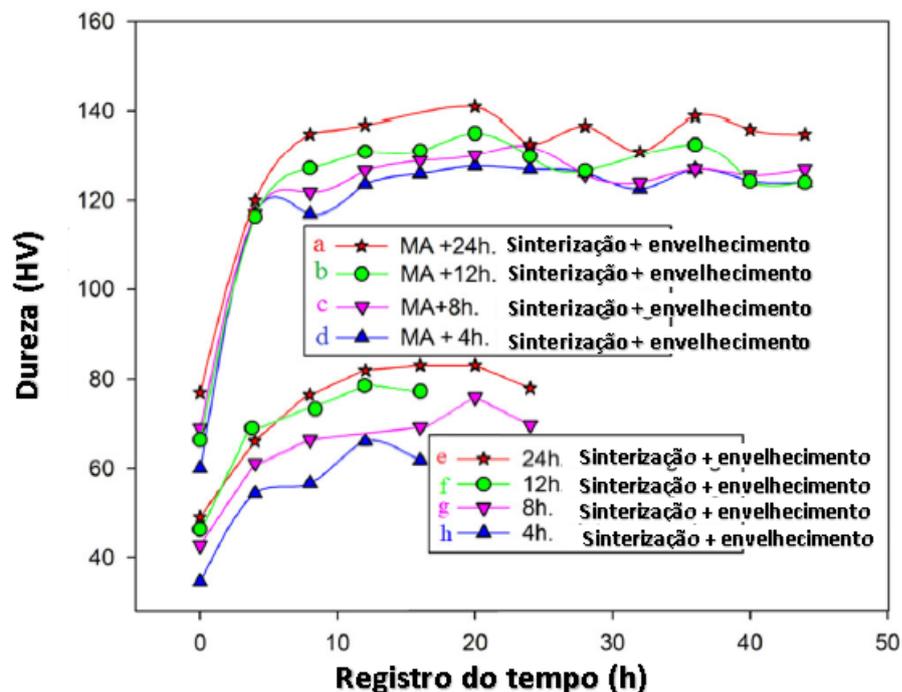
Fonte – (ÖZDEMİR; AKSÖZ, 2020)

Conforme ilustrado na figura 29 , após a consolidação dos pós e da fase líquida sinteriza-

ção por cerca de 4h em 550 °C, a dureza antes do envelhecimento é em torno de 34 HV (figura 29). Quando este material é envelhecido até 18h, o valor de dureza atinge um valor médio de 60 HV. A medida que o tempo de sinterização aumenta sistematicamente de 12 para 24h, os valores de dureza antes do envelhecimento aumentam para 43, 47 e 48 HV, respectivamente. Isso ocorre devido à diminuição da porosidade e densificação da estrutura durante a sinterização. Mais adiante, envelhecendo aos 150°C por 24 h, os valores de dureza de pico elevam-se até 70 e 80 HV, porém mais tarde, os valores diminuem lentamente durante superenvelhecimento.

Como está claro na figura 29, pouco antes do envelhecimento, os valores de dureza estão em torno 60, 67, 69 e 78 HV para amostras sinterizadas por 4, 8, 12 e 24h de 550°C, respectivamente. Este aumento notável antes do envelhecimento é devido ao processo MA. Os resultados mais impressionantes foram obtidos quando o material foi envelhecido em 150°C. Os altos valores de dureza foram alcançados fluando entre 120 e 140 HV.

Figura 29 – Efeito do envelhecimento na distribuição da dureza após sinterização. As legendas a, b, c e d representam amostras processadas por MA. Legendas e, f, g e h representam amostras sem MA.



Fonte – (ÖZDEMİR; AKSÖZ, 2020)

### 3.4 UM ESTUDO EXPERIMENTAL E DE MODELAGEM DE SÍNTESE, CONSOLIDAÇÃO E COMPORTAMENTO DE ENVELHECIMENTO DO COMPOSTO AA2014 REFORÇADO POR $TiB_2$ VIA MÉTODO DE METALURGIA DO PÓ

Nesse artigo, aborda o comportamento de envelhecimento do composto AA2014 reforçado por  $TiB_2$  via método de metalurgia do pó. Desenvolvida por Rana Pratap Singh, Gaurav Kumar Gupta e Manas Paliwal publicado no jornal Transactions of the Indian Institute of Metals, volume 71 nas páginas 2443 à 2451, no ano de 2018 na editora Springer.

O composto de liga de alumínio 2014 reforçado com Partículas de  $TiB_2$  com diferentes % de volume de  $TiB_2$  (5, 10 e 15%) foi sintetizado com sucesso pelo processo da metalurgia do pó. Os pós-compostos foram consolidados por frio uniaxial com pressão de compactação, seguida de sinterização a 590 °C em atmosfera de  $N_2$ . Os compósitos  $Al2014 - TiB_2$  foram envelhecidos em 160 °C entre 0 e 8 h seguido por uma análise da microestrutura e avaliação da dureza.

#### 3.4.1 Resultado encontrado

A variação de densidade verde do compósito  $Al2014 - TiB_2$  variação em % de volume de  $TiB_2$  compactado em diferentes pressões (300 e 500 MPa) são mostradas na Tabela 4. Os compósitos compactados a 500 MPa exibem densidades mais altas em comparação com as amostras compactadas a 300 MPa. Isso é devido ao melhor rearranjo de partículas seguido por melhor ligação física causada por alta pressão de compactação.

Tabela 4 – As propriedades físicas da liga de base Al 2014 e misturas com fração de volume variável de  $TiB_2$ .

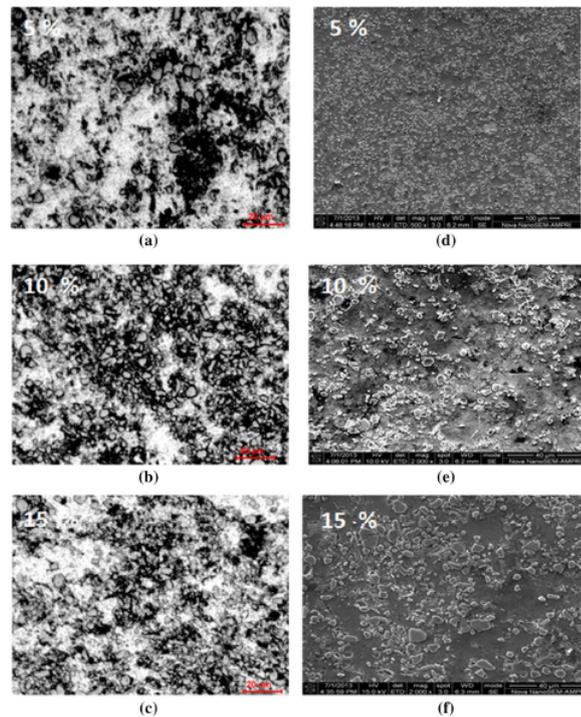
Propriedades físicas	Pressão (MPa)	Liga	5% $TiB_2$	10% $TiB_2$	15% $TiB_2$
Densidade teórica (verde)	500	96,9	96,4	93,5	91,9
	300	92,7	91,1	90,1	89,9
Densidade teórica (sinterizada)	500	94,08	96,09	93,74	93,35
	300	90,58	90,31	86,87	86,28
Resistência à ruptura transversal (TRS)	500	228,93	211,65	164,71	61,55
	300	197,53	153,46	128,34	34,41
Dureza (Vickers)	500	68,45	85,6	67,8	66,16
	300	59,75	70,10	64,50	61,75

Fonte – (SINGH; GUPTA; PALIWAL, 2018)

As microestruturas ópticas de liga de Al 2014 sinterizadas com 5, 10 e 15 % em volume de amostra de  $TiB_2$  compactada a 500 MPa são mostradas na figura 30 a – c. Também correspondentemente, no MEV as microestruturas de amostras endurecidas com idade de pico são mostradas na Figura 30 em do d ao f. Como pode ser visto nas micrografias, a amostra com

5 volume em % mostra distribuição uniforme de  $TiB_2$ , enquanto com aumento com o teor de  $TiB_2$ , as partículas tendem a se aglomerar.

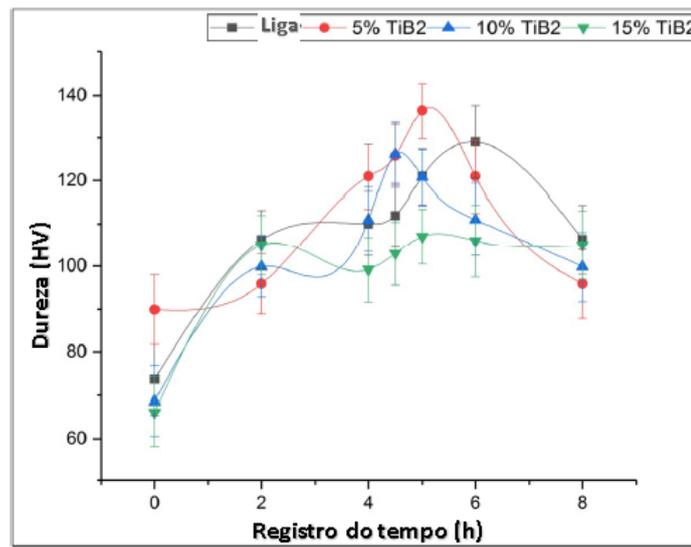
Figura 30 – As micrografias ópticas e MEV dos compósitos Al2014 –  $TiB_2$  compactados a 500 MPa com variação de volume e com % de  $TiB_2$ . Com a – c microestruturas óptico (sinterizadas). Micrografias d – f em MEV.



Fonte – (SINGH; GUPTA; PALIWAL, 2018)

A variação da dureza com o tempo para a liga AA2014 com diferentes % de volume  $TiB_2$  (5, 10 e 15%) compactado a 500 MPa é mostrada na figura 31. Na ausência de  $TiB_2$ , em relação à dureza, tem-se o pico com 125 VHN é obtido na base liga após 6 h de envelhecimento. É de notar que, com 5% do volume de  $TiB_2$ , o pico de dureza aumenta e o tempo para atingir esse valor diminui. Com 5% do volume de  $TiB_2$  o pico de dureza aumenta de 125 para 138 VHN e o tempo necessário diminui de 6 para 5 h em comparação com liga de base. No entanto, com mais adição de partículas de reforço, o valor de dureza de pico diminui a aproximadamente 105 VHN após adição de 15 % em volume de  $TiB_2$ .

Figura 31 – Variação da dureza com o tempo para  $Al - 2014 - TiB_2$  envelhecido compactado a 500 MPa com fração variável de  $TiB_2$



Fonte – (SINGH; GUPTA; PALIWAL, 2018)

## 4 METODOLOGIA

### 4.1 MATERIAIS E MÉTODOS

Este tópico tem como objetivo apresentar os procedimentos experimentais realizados neste trabalho. Neste contexto, este trabalho é uma continuação do grupo anterior da metalurgia do pó da UFPE.

As ligas de duralumínio AA2011 e AA2014, produzidas por técnicas de metalurgia do pó, são as mesmas utilizadas neste trabalho. As ligas foram produzidas com quantidades de Al-Cu distintas, são elas: Al4%Cu, Al4,5%Cu, Al5%Cu, Al5,5%Cu e Al6%Cu.

Desse modo, as ligas de Al-Cu foram processadas via MP, em um moinho de alta energia do tipo SPEX, posteriormente sofreram compactação uniaxial a frio em uma prensa hidráulica e foram sinterizadas em um forno tipo Mufla da marca JUNG sob atmosfera de nitrogênio ( $N_2$ ) (SILVA, 2017). A tabela 5 especifica as composições químicas das ligas AA2011 e AA2014 de acordo com ASM HandBook e as tabelas 6 e 7 mostram as composições químicas das ligas utilizadas no presente trabalho.

Tabela 5 – Composições químicas das ligas AA2011 e AA2014.

Liga	Composição [%]					
	Cu	Mg	Si	Mn	Outros	Al
AA2011	5-6	-	-	-	0,4: Bi, Pb e Fe	Bal.
AA2014	3,9-5	0,5	0,8	0,8	-	Bal.

Fonte – (KEARNEY, 1990)

Tabela 6 – Composição química [em massa %] das ligas Al-Cu série AA2011.

<b>Amostra</b>	<b>Al [%]</b>	<b>Cu [%]</b>
Al5%Cu	95,0	5,0
Al5,5%Cu	94,5	5,5
Al6%Cu	94,0	6,0

Fonte – (SILVA, 2017)

Tabela 7 – Composição química [em massa %] das ligas Al-Cu série AA2014.

<b>Amostra</b>	<b>Al [%]</b>	<b>Cu [%]</b>
Al4%Cu	96,0	4,0
Al4,5%Cu	95,5	4,5
Al5%Cu	95,0	5,0

Fonte – (SILVA, 2017)

#### 4.2 TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO

As amostras passaram pela etapa de operação secundária, o tratamento térmico. Como visto na tabela 5, a liga de alumínio AA2011, possui de 5-6% cobre (Cu) e tem como outro elemento 0,4% de Bismuto (Bi), Chumbo (Pb) e Ferro (Fe). Por outro lado, a liga de alumínio AA2014 possui cobre (Cu) e Magnésio (Mg), Silício (Si) e Manganês (Mn).

O tratamento térmico, solubilização e envelhecimento artificial (T6), foi executado no Laboratório de Metalurgia do Pó no INTM da UFPE, em que foi utilizado o forno tipo mufla, figura 32. Primeiramente, realizou-se a solubilização a uma temperatura de 525 °C e 500 °C para as ligas AA2011 e AA2014, respectivamente, durante 90 minutos (BARBOSA, 2014a). Após esse tempo, foram retiradas amostras e resfriadas rapidamente em um balde com água com o auxílio de pinça metálica. Com isso, passou-se para a próxima etapa, envelhecimento a 160 °C, para ambas as ligas durante 3h ao ar, conforme orientado pelo livro (BARBOSA, 2014a).

Figura 32 – Forno tipo Mufla



Fonte – Autor, 2023

### 4.3 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA

Todas as etapas para a preparação da amostra metalográfica, para revelar a microestrutura do compósito, foram realizadas no Laboratório de Metalurgia do Pó da área de materiais e fabricação do DEMEC da UFPE, com o auxílio dos técnicos do laboratório. Inicialmente, as pastilhas de material compósito foram cortadas ao meio para estudar as faces superficial e transversal, figura 33; feito isso, foi necessário realizar o embutimento desse corpo de prova, pois as amostras eram pequenas. Assim, o embutimento utilizado foi a frio, onde coloca a amostra no molde preenchido com resinas sintéticas de polimerização rápida, ficando com a forma vista na figura 34.

Figura 33 – Máquina de corte



Fonte – Autor, 2023

Figura 34 – Amostra com embutimento



Fonte – Autor, 2023

Em seguida, a amostra metalográfica embutida, seguiu-se para a etapa de lixamento úmido manual, em que a amostra foi passada por lixas com granulometria crescentes, seguindo a

seguinte sequência 240, 320, 400, 600, 1000 e 1200. Para essa operação utilizou-se uma máquina de lixamento semiautomática, figura 35, no qual se deu início com a lixa mais grossa de 240, para realizar o desbaste da amostra, retirando qualquer imperfeição superficial, até só restar os riscos da lixa. Após isso, trocou-se para a próxima lixa e girou-se a amostra em 90°. À medida que os riscos da peça ficavam todos no mesmo sentido, mudava-se de lixa; esse processo foi repetido até a granulometria de 1200. Ao finalizar o lixamento a peça foi limpa com água, em seguida foi passado álcool na superfície do material compósito e, por fim, seco com um jato quente de ar.

Figura 35 – Máquina de lixamento semiautomática



Fonte – Autor, 2023

Na etapa de polimento, onde foi feito numa politriz com um pano de polimento, foi colocado uma certa quantidade de pasta de diamante e um lubrificante, fazendo movimentos no sentido contrário de giro do equipamento até que a superfície ficasse sem riscos, ou seja, pronta para a análise ótica.

#### 4.4 ENSAIO DE MICRODUREZA

Neste procedimento foi realizada a realização do ensaio de microdureza Vickers, que foi executado no laboratório do INTM (Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais) da UFPE. Este ensaio executado através do durômetro Emcotest, modelo Durascan figura 36, utilizou-se de um espaço amostral de 10 pontos sobre cada área do corpo de prova (superficial

e transversal), sendo utilizado uma carga de  $F=0,1$  kgf com ampliação de 50 vezes e tempo de indentação de 15s.

Figura 36 – Durômetro



Fonte – Autor, 2023

#### 4.5 ANÁLISE VIA MICROSCOPIA ÓPTICA (MO), MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) E ED

Esta etapa foi realizada no INTM, com o auxílio dos técnicos da área, responsáveis pelos respectivos laboratórios. Na Microscopia Óptica (MO) foi feita a análise das regiões transversais e superficiais das amostras para execução dos registros metalográficos, registros estes que serão feitos nas pastilhas de compósito, após o tratamento térmico, com aumentos na ordem de 50, 100, 200, 500 vezes para cada, figura 37.

Figura 37 – Microscópio óptico



Fonte – Autor, 2023

Por fim, para uma análise mais aprofundada da microestrutura das amostras, foi realizada através do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) de bancada Hitachi TM 3000 (figura 38), que proporcionará imagens com magnificações maiores na ordem de x1000, x2000, x4000, x5000 vezes de ampliação. A partir das micrografias obtidas no MEV será feito também a microanálise da composição química das amostras através da espectroscopia de dispersão de energia (EDS).

Figura 38 – Microscópio eletrônico de varredura



Fonte – Autor, 2023

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

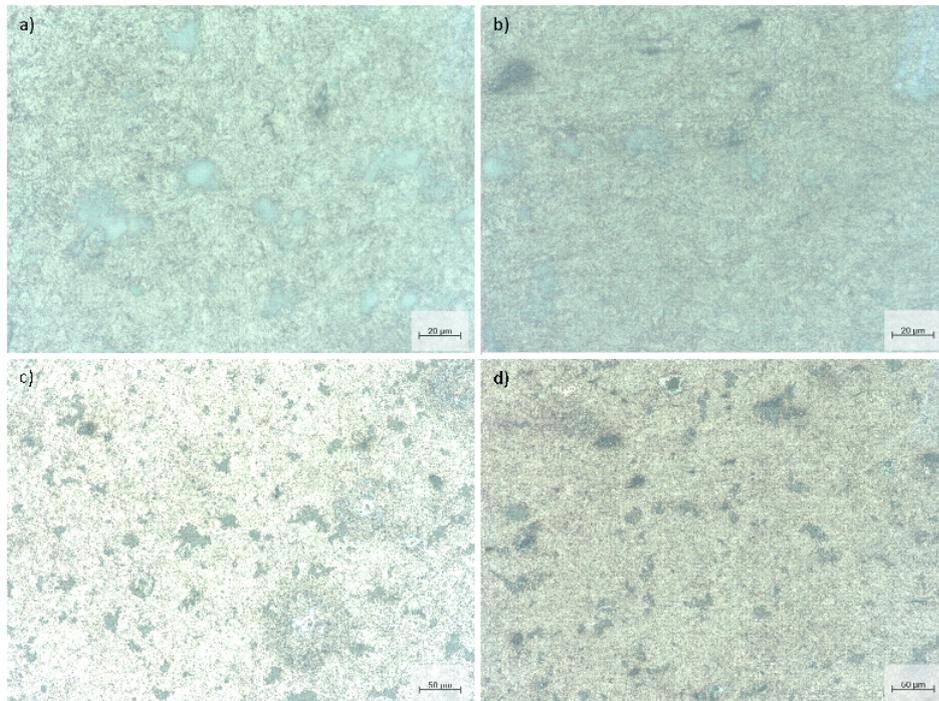
Nesta secção será tratado os resultados práticos desenvolvidos neste trabalho de pesquisa, bem como suas interpretações e abordagem teórica destes resultados.

### 5.1 RESULTADOS DO MO DAS AMOSTRAS COM TRATAMENTO TÉRMICO

As amostras sinterizadas de Al AA2011 e 2014, Al4%Cu\_2h Al4,5%Cu\_2h, Al5%Cu\_2h, Al5,5%Cu\_2h e Al6%Cu\_2h, foram submetidas a caracterização via MO. Este tópico apresenta os resultados obtidos e a discussões destes.

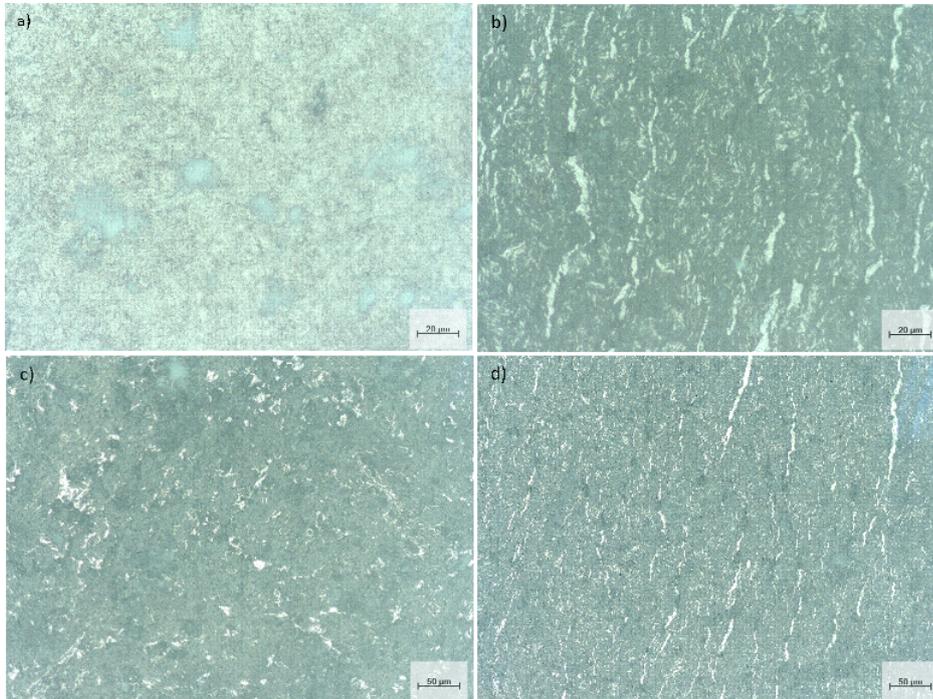
Nas amostras compactadas e sinterizadas com tratamento térmico, ao observar as imagens da Microscopia Ótica (MO), figura 39, 40, 41, 42 e 43 visualizam-se partículas de precipitados, que provocam os efeitos de aumento de resistência e de endurecimento.

Figura 39 – Imagens de MO da amostra de Al4%Cu com aumento de 500X: a) Secção superficial; b) Secção transversal. Com aumento de 200X: c) Secção superficial; d) Secção transversa



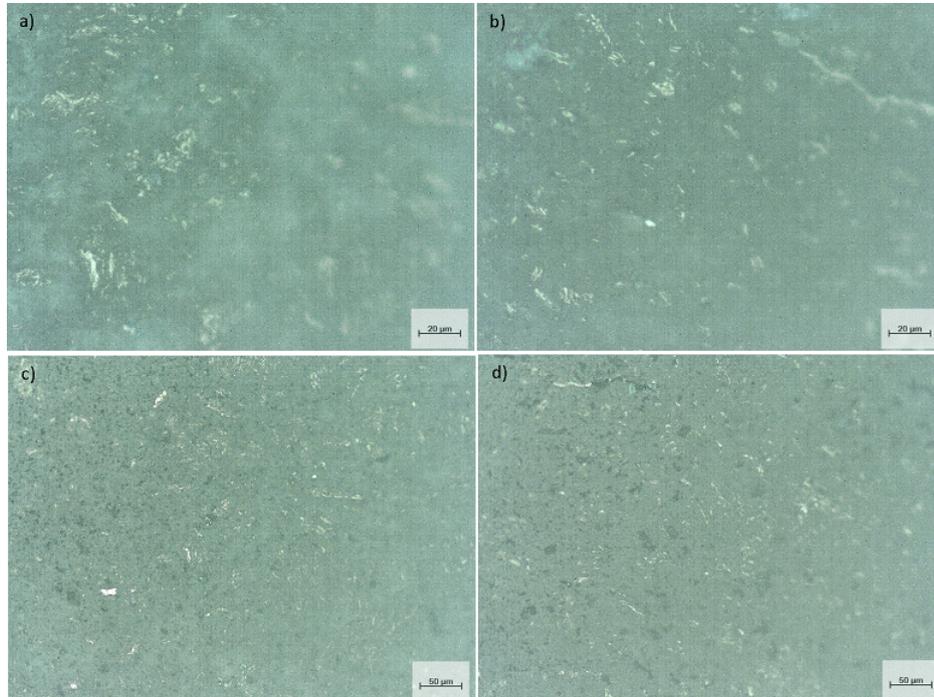
Fonte – Autor, 2023

Figura 40 – Imagens de MO da amostra de Al4,5%Cu com aumento de 500X: a) Secção superficial; b) Secção transversal. Com aumento de 200X: C) Secção superficial; d) Secção transversa



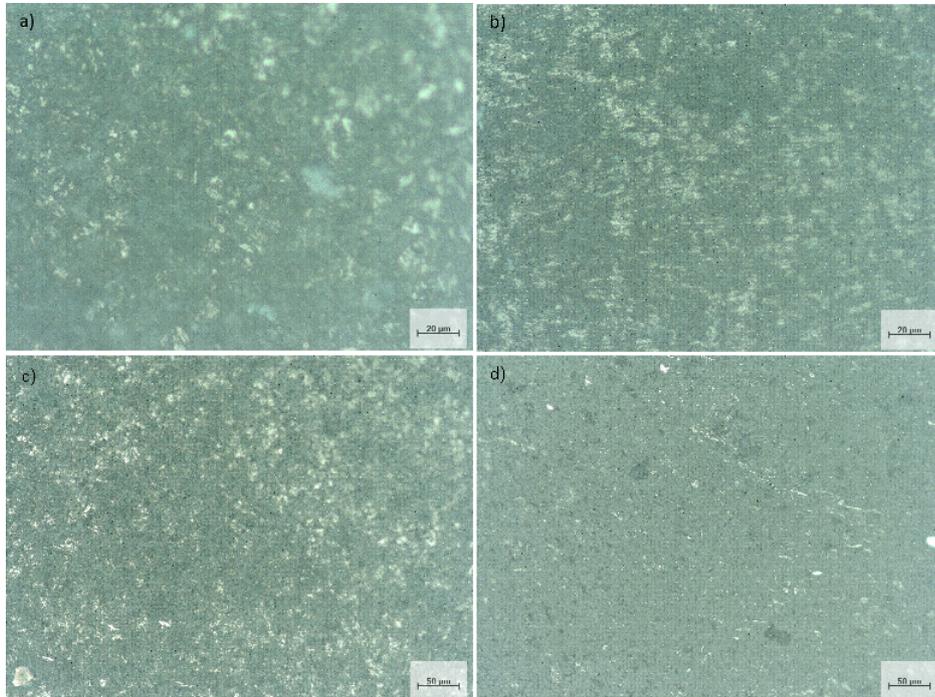
Fonte – Autor, 2023

Figura 41 – Imagens de MO da amostra de Al5%Cu com aumento de 500X: a) Secção superficial; b) Secção transversal. Com aumento de 200X: C) Secção superficial; d) Secção transversal



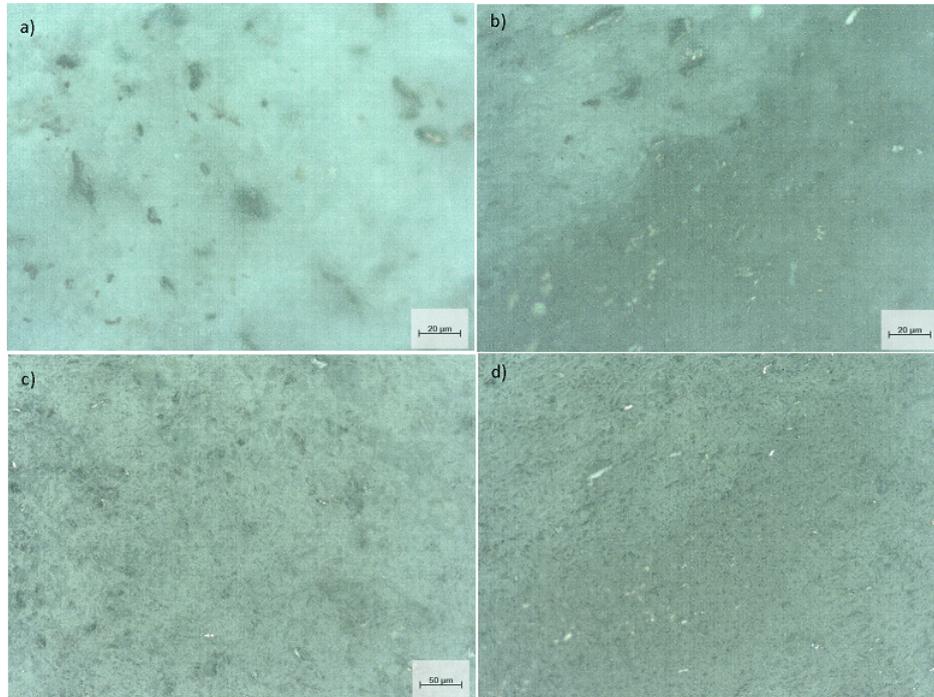
Fonte – Autor, 2023

Figura 42 – Imagens de MO da amostra de Al5,5%Cu com aumento de 500X: a) Secção superficial; b) Secção transversal. Com aumento de 200X: C) Secção superficial; d) Secção transversa



Fonte – Autor, 2023

Figura 43 – Imagens de MO da amostra de Al6%Cu com aumento de 500X: a) Secção superficial; b) Secção transversal; Com aumento de 200X: C) Secção superficial; d) Secção transversa



Fonte – Autor, 2023

Assim, mas especificamente a de Al4%Cu\_2h, figura 38, apresenta morfologia de grãos aproximadamente equiaxial, com contornos de grãos pouco definidos devido ao processo de moagem de alta energia, que introduziu deformações e distorções no material.

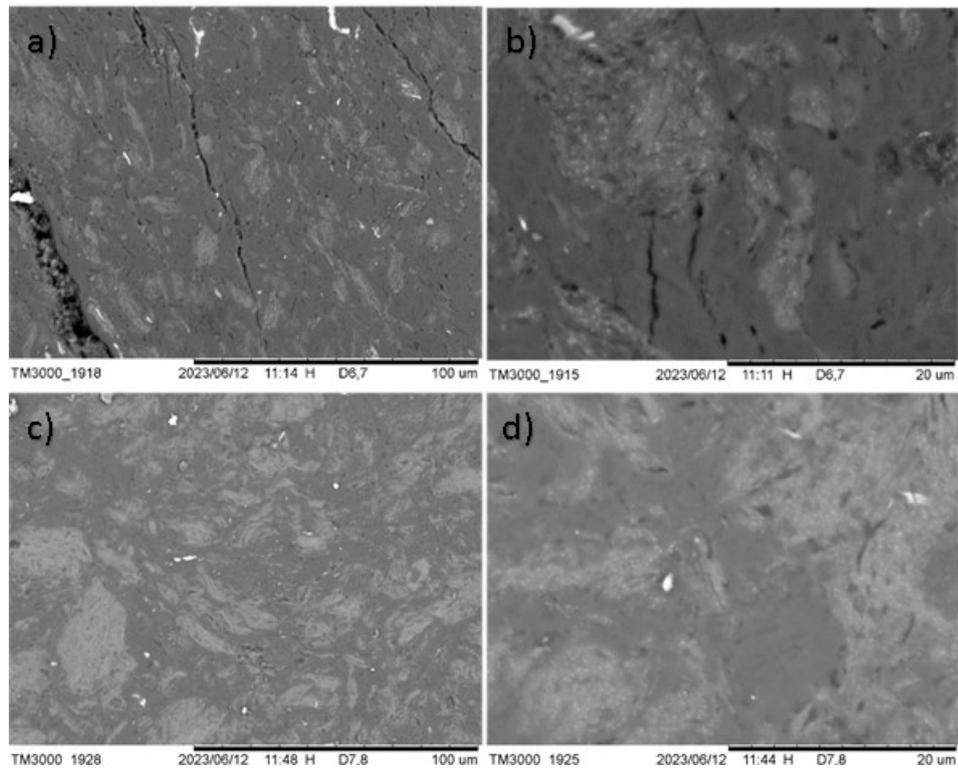
A amostra Al4,5%Cu\_2h, mas especificamente figura 40 b) e d), pode ser observado, principalmente em função do aumento do percentual em massa do reforço, a estrutura lamelar dos particulados distribuídos na matriz, usual em materiais processados via metalurgia do pó, devido ao processo de união das partículas que envolvem uma espécie de soldagem a frio, através da colisão das partículas. Essas observações também podem ser vistas nas micrografias das amostras na seção transversal, figuras 41, 42 e 43.

Por fim, pelas micrografias apresentadas nota-se também o efeito dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento na uniformidade do compósito e a indicação da formação dos precipitados endurecedores melhor observados nas micrografias das regiões transversais, sendo os precipitados endurecedores mais discutidos na etapa do EDS.

## 5.2 RESULTADOS DO MEV E EDS DAS AMOSTRAS COM TRATAMENTO TÉRMICO

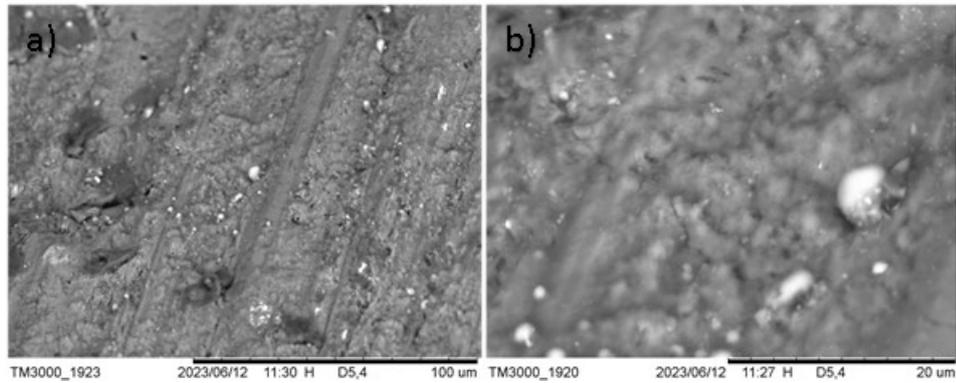
Esta secção apresenta as imagens de MEV das amostras sinterizadas das ligas Al4%Cu\_2h, Al4,5%Cu\_2h, Al5%Cu\_2h, Al5,5%Cu\_2h e Al6%Cu\_2h. Das figuras 44 a 47 têm-se as micrografias das regiões superficiais das amostras com respectivas ampliações de 1000 e 4000 vezes.

Figura 44 – Imagens do MEV da amostra de Al4%Cu com aumento de 1000X: a) Secção superficial; com 4000X b) Secção transversal; com aumento de 1000X c) Secção superficial; com 4000X d) Secção transversal



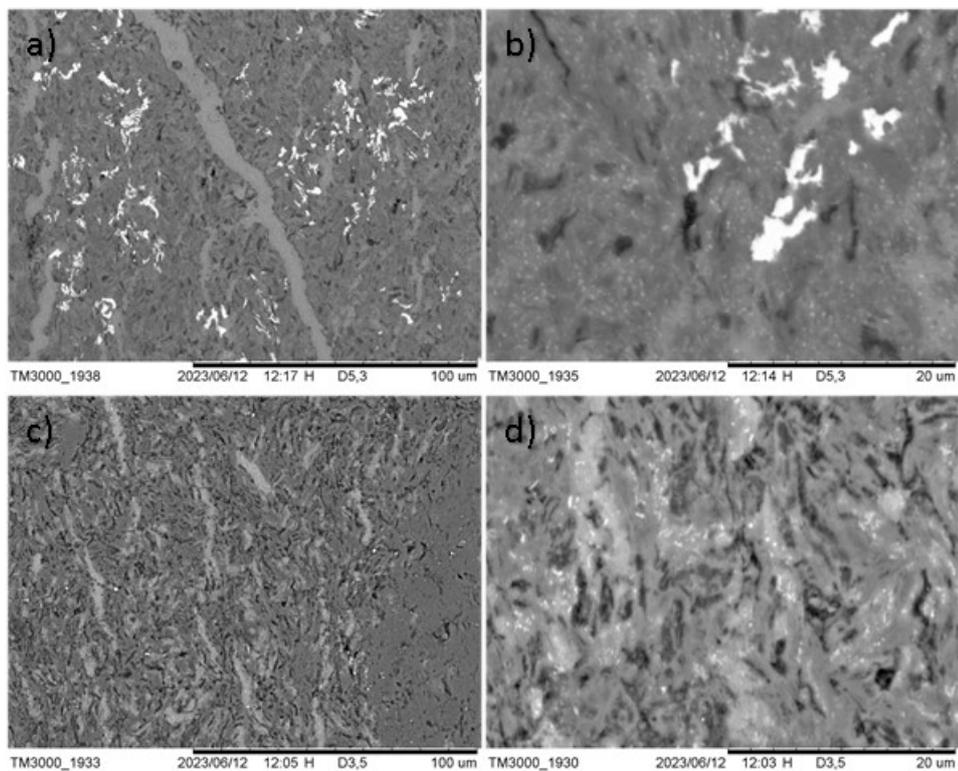
Fonte – Autor, 2023

Figura 45 – Imagens do MEV da amostra de Al4,5%Cu com aumento de 1000X: a) Secção superficial; com 4000X b) Secção superficial.



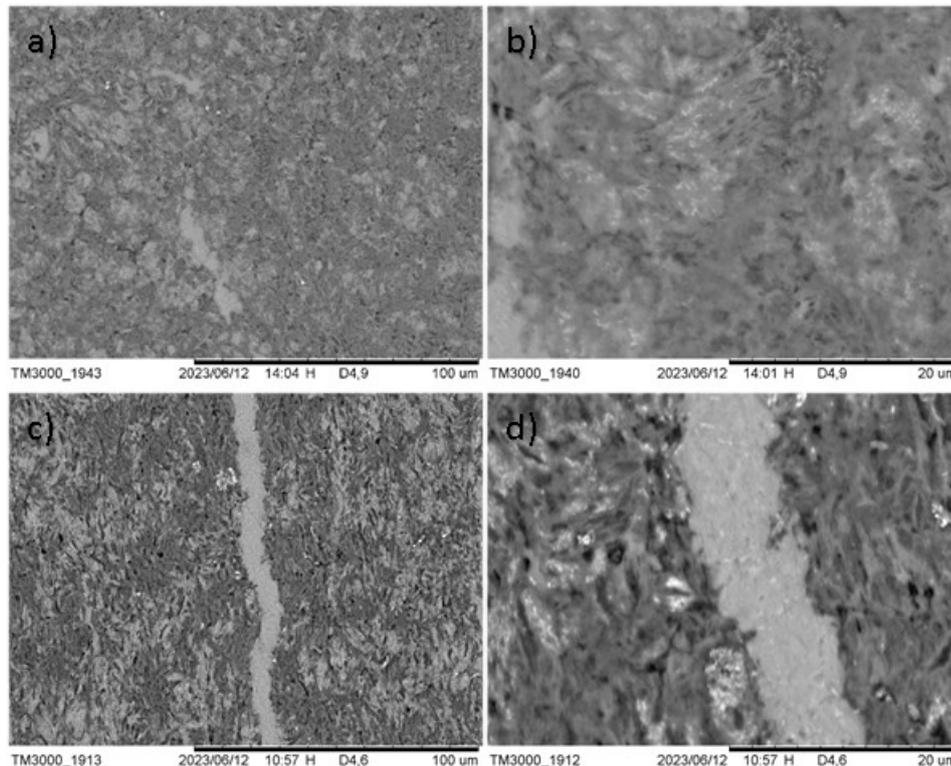
Fonte – Autor, 2023

Figura 46 – Imagens do MEV da amostra de Al5%Cu com aumento de 1000X: a) Secção superficial; com 4000X b) Secção transversal. Com aumento de 1000X: c) Secção superficial; com 4000X d) Secção transversa



Fonte – Autor, 2023

Figura 47 – Imagens do MEV da amostra de Al5,5%Cu com aumento de 1000X: a) Secção superficial; com 4000X b) Secção transversal. Com aumento de 1000X: c) Secção superficial; com 4000X d) Secção transversa

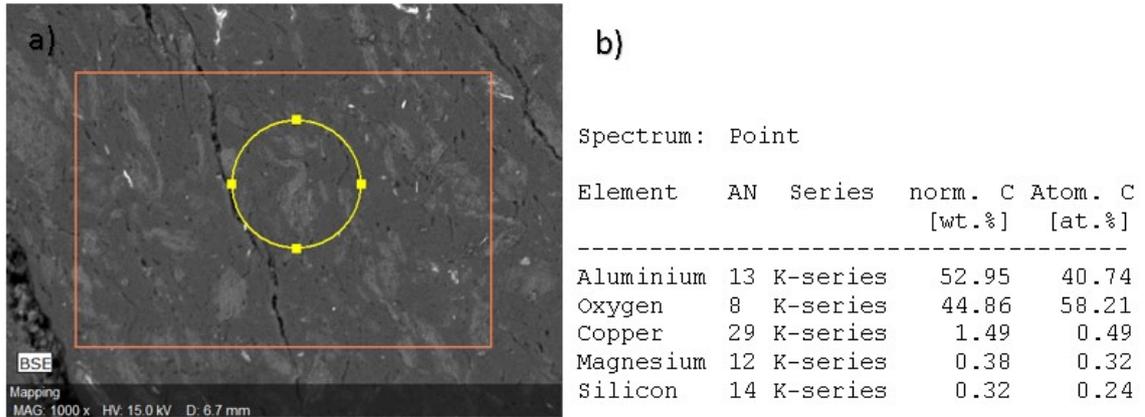


Fonte – Autor, 2023

A partir das análises das imagens MEV percebe-se a confirmação do resultado obtido na etapa da microscopia óptica, onde o reforço particulado tem uma distribuição homogênea e uniforme no compósito, preenchendo assim os vazios das amostras das figuras 45 a 46.

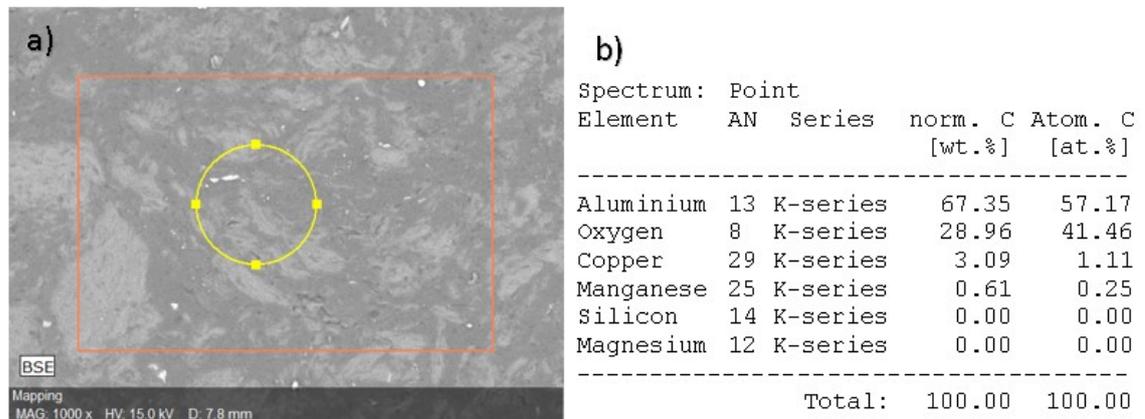
Posteriormente a análise das micrografias obtidas via MEV, serão analisadas as imagens do EDS de regiões específicas das amostras. Para tal análise, será observado o contraste das amostras em relação à quantidade do elemento de liga de cobre, procurando destacar duas regiões em especial, a matriz do compósito e os seus respectivos precipitados endurecedores. Assim, as figuras 48 a 56 apresentam os EDS para as amostras das ligas Al4%Cu\_2h, Al4,5%Cu\_2h, Al5%Cu\_2h, Al5,5%Cu\_2h e Al6%Cu\_2h.

Figura 48 – EDS da amostra sinterizada de Al4%Cu\_2h, visão superficial. (a) Região fotografada



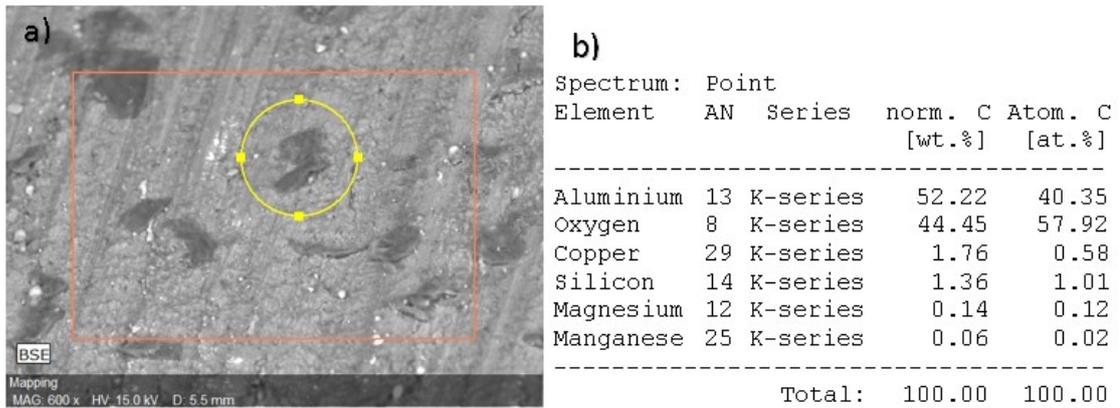
Fonte – Autor, 2023

Figura 49 – EDS da amostra sinterizada de Al4%Cu\_2h, visão transversal. (a) Região fotografada



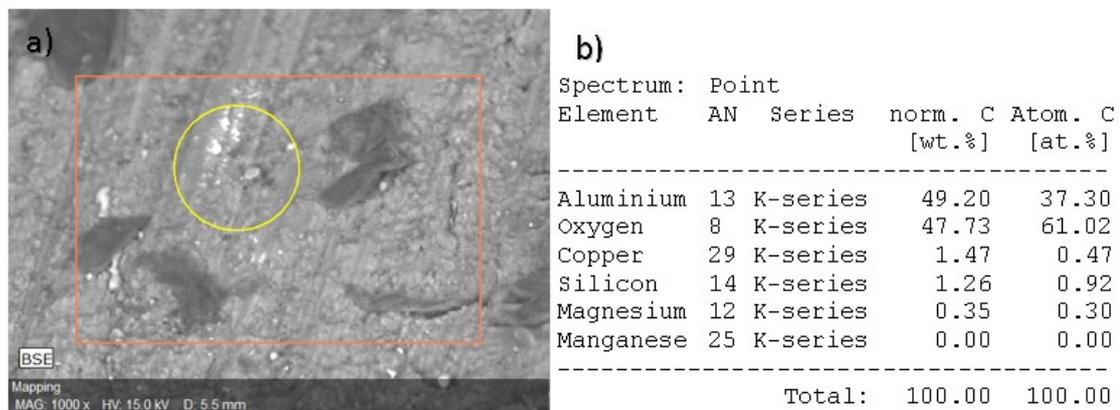
Fonte – Autor, 2023

Figura 50 – EDS da amostra sinterizada de Al4,5%Cu\_2h, visão superficial. (a) Região fotografada



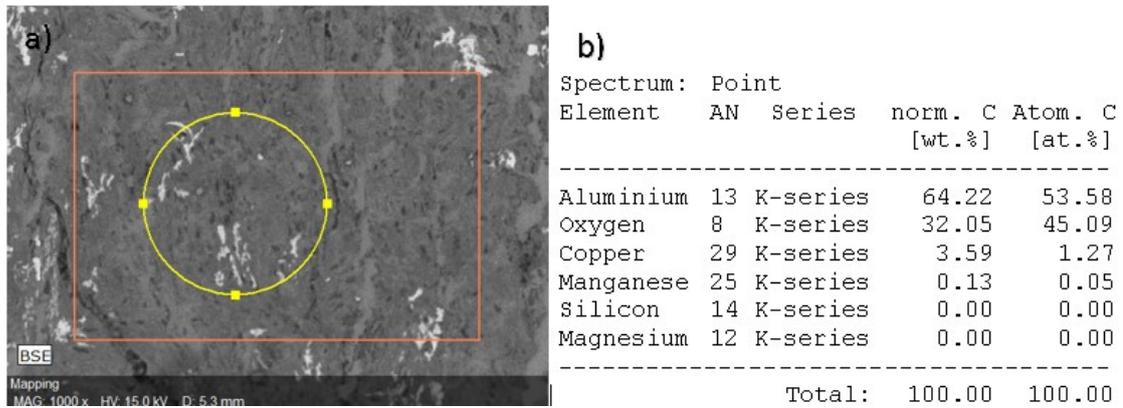
Fonte – Autor, 2023

Figura 51 – EDS da amostra sinterizada de Al4,5%Cu\_2h, visão superficial. (a) Região fotografada



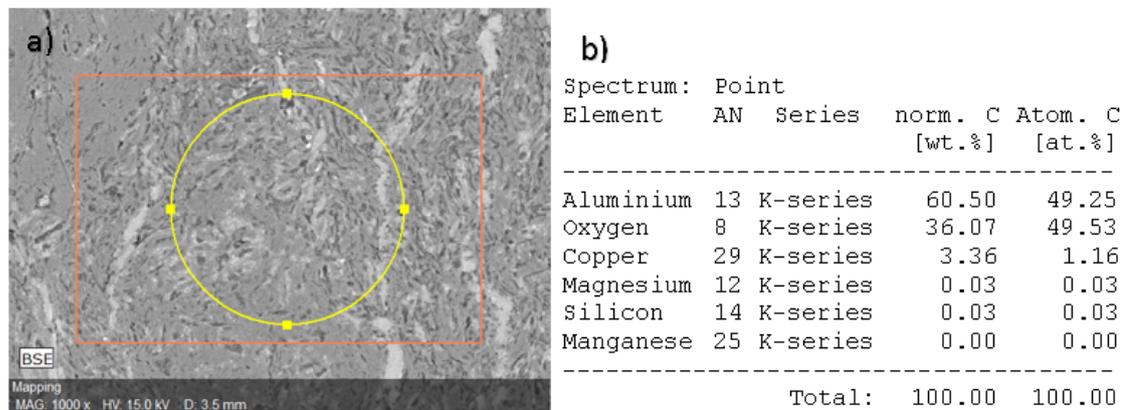
Fonte – Autor, 2023

Figura 52 – EDS da amostra sinterizada de Al5%Cu\_2h, visão superficial. (a) Região fotografada



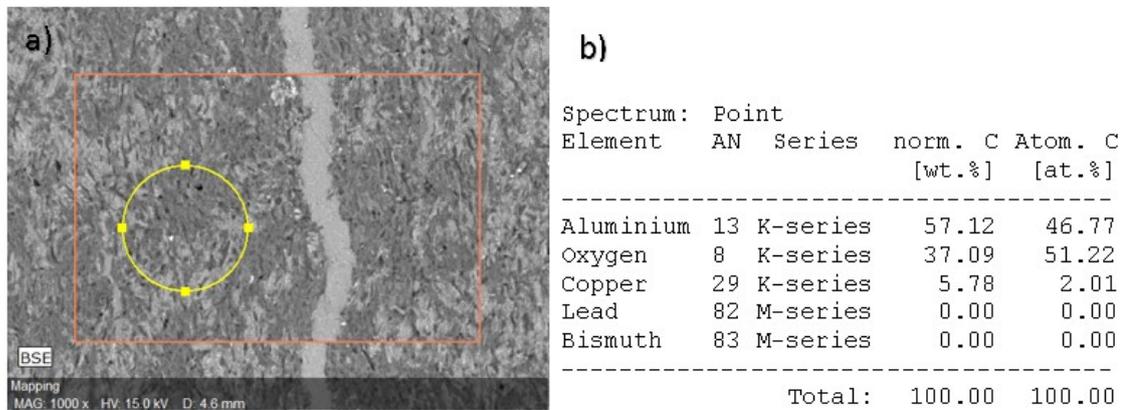
Fonte – Autor, 2023

Figura 53 – EDS da amostra sinterizada de Al5%Cu\_2h, visão transversal. (a) Região fotografada



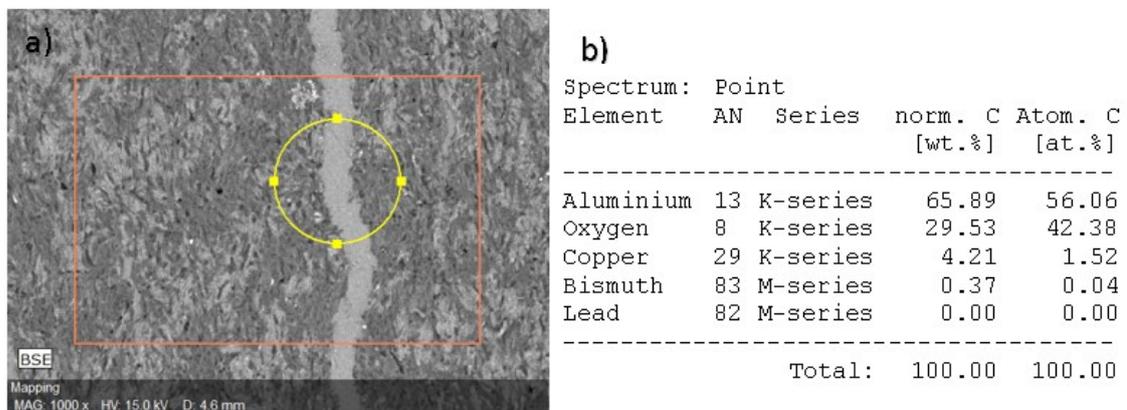
Fonte – Autor, 2023

Figura 54 – EDS da amostra sinterizada de Al5,5%Cu\_2h, visão superficial. (a) Região fotografada



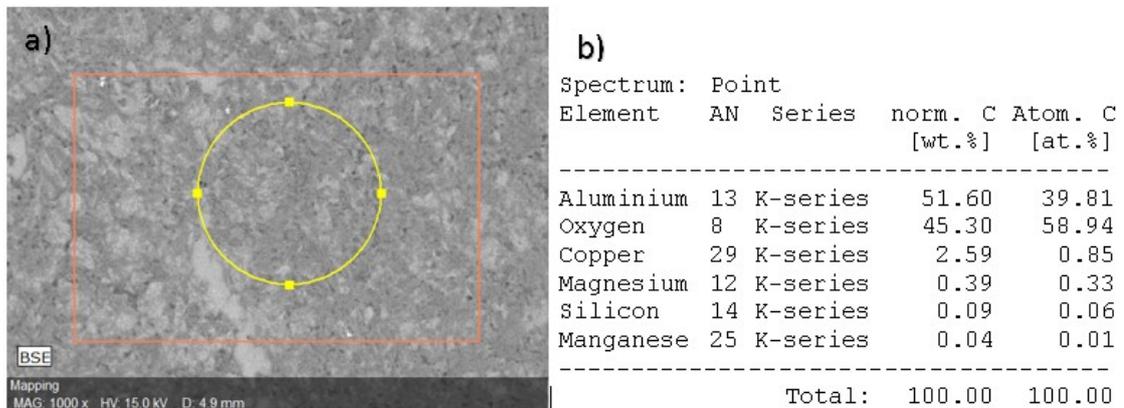
Fonte – Autor, 2023

Figura 55 – EDS da amostra sinterizada de Al5,5%Cu\_2h, visão superficial. (a) Região fotografada



Fonte – Autor, 2023

Figura 56 – EDS da amostra sinterizada de Al5,5%Cu\_2h, visão transversal. (a) Região fotografada



Fonte – Autor, 2023

Dos dados da realização do EDS, têm-se os valores esperados da composição da liga, apresentados inicialmente na fundamentação teórica do estudo. Vale ressaltar que na imagem 49, a região analisada (mais escura da imagem) representa um contorno de grãos, com uma maior concentração de oxigênio que a imagem 48 (que está dando destaque a área mais clara e com maior composição de alumínio).

Nos resultados obtidos nas imagens analisadas do EDS das amostras que contêm 4,5%Cu, ou seja, liga de alumínio AA2014, foram encontrados os elementos esperados alumínio, cobre, manganês, silício e magnésio, figura 49.

Por fim, segundo as análises de EDS, para todas as amostras, as áreas mais claras apresentam maiores quantidades de cobre em relação às áreas mais escuras. Juntando este fato ao estudado na literatura, a temperatura de sinterização das amostras e ao aumento da dureza do material obtido pelo ensaio de microdureza Vickers dão indícios da formação do composto  $Al_2Cu$ , ou seja, fase endurecedora.

### 5.3 RESULTADOS DO ENSAIO DE MICRODUREZA (HV)

No ensaio foram realizadas com 10 identificações em cada face da amostra (superficial e transversal). Na sequência, foi calculado o valor do desvio padrão deste conjunto de valores e assim descartados os dois valores extremos (o maior e o menor) e, posteriormente, obtido o valor da dureza pela média aritmética dos dados restantes.

A Tabela 8 apresenta os resultados de Microdureza Vickers obtidos para as ligas sinterizadas com 4; 4,4; 5; 5,5 e 6% de Cobre, comparados com o resultado da amostra da liga de AA2011 e AA2014 sem tratamento térmico, usado como base para demonstrar o ganho de

dureza obtido. A tabela apresenta todas as impressões, a média, o desvio padrão e o aumento obtido para cada liga.

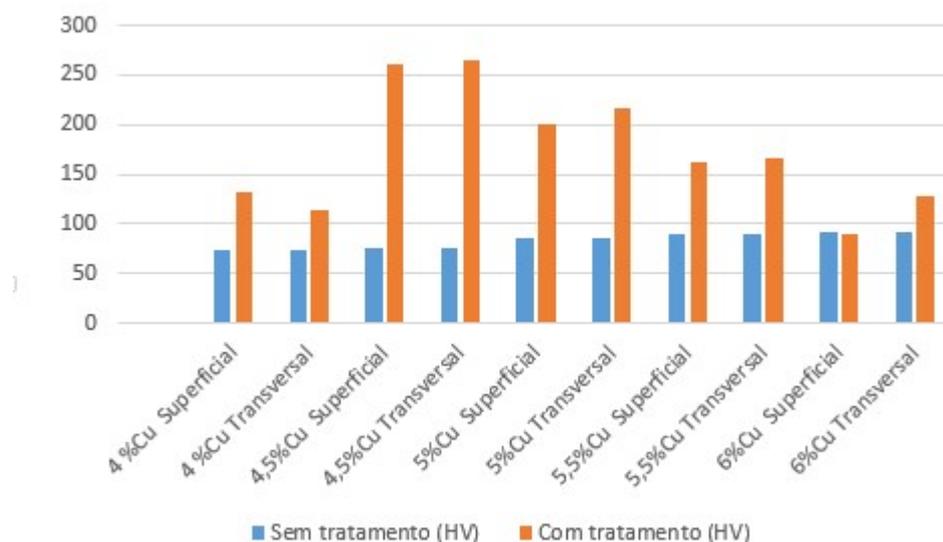
Tabela 8 – Relação dos resultados do Ensaio de Microdureza Vickers das amostras com Tratamento Térmico, superfície superficial e transversa.

Amostras	Sem tratamento (HV)	Área	Com tratamento (HV)	Desvio Padrão	Aumento de dureza
4 %Cu Superficial	73,74	Superficial	132,50	6,07	80%
4 %Cu Transversal	73,74	Transversal	113,92	8,44	54%
4,5%Cu Superficial	76,31	Superficial	260,50	14,07	241%
4,5%Cu Transversal	76,31	Transversal	264,75	11,65	246%
5%Cu Superficial	85,62	Superficial	201,00	11,03	135%
5%Cu Transversal	85,62	Transversal	215,75	14,63	152%
5,5%Cu Superficial	90,47	Superficial	163,25	12,40	80%
5,5%Cu Transversal	90,47	Transversal	165,65	4,82	83%
6%Cu Superficial	91,02	Superficial	90,00	7,82	0%
6%Cu Transversal	91,02	Transversal	128,42	10,28	41%

Fonte – Autor, 2023

A Figura 57 apresenta os valores médios de HV obtidos por meio de um gráfico de barras verticais que destaca os valores de microdureza com e sem o tratamento térmico com a variação teor de Cobre de cada amostra.

Figura 57 – Resultados dos ensaios de microdureza sem e com tratamento térmico.



Fonte – Autor, 2023

A dureza superficial da liga com 4%Cu obteve um ganho de 80% obtendo em média 132,50 HV a liga com 4,5%Cu obteve o maior aumento de dureza passando ao valor 260,50 HV um aumento de 241% de dureza, mas a partir de 4,5%Cu a diferença de dureza começou a diminuir chegando a variação insignificante na superficial com 6%Cu, mostrando que o Cobre influencia no endurecimento da liga. Outrossim, que esse padrão de aumento de dureza se repetiu para a superfície transversal. Os resultados do desvio padrão indicam uma dispersão muito pequena para a microdureza.

## 6 CONCLUSÕES

Este trabalho de pesquisa sobre o compósito de matriz metálica AA2011 e AA2014 produzido pela metalurgia do pó e submetendo a tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, conseguiu cumprir com suas principais metas de estudo, sendo estas a realização do tratamento térmico, do ensaio de microdureza e as análises estruturais através do MEV, EDS e MO.

Através da análise da micrografia gerada a partir do MEV e do MO, notou-se que a microestrutura das amostras após a solubilização e envelhecimento não sofreu mudanças significativas em comparação ao estado destas antes dos tratamentos.

Segundo as análises de EDS para todas as amostras as áreas mais claras apresentam maiores quantidades de cobre em relação às áreas mais escuras. Juntando este fato ao estudado na literatura, a temperatura de sinterização das amostras e o aumento da dureza do material obtido pelo ensaio de microdureza Vickers dão indícios da formação do composto  $Al_2Cu$ .

Em relação ao ensaio de microdureza das amostras, houve um aumento significativo dos valores de dureza encontrados em relação às amostras antes do tratamento térmico conforme esperado. Na maioria das amostras ocorreram aumentos de mais de 100% da dureza, ou seja, comprovou-se o principal objetivo do trabalho obtendo-se maior dureza com solubilização seguida de envelhecimento da liga AA2011 e AA2014.

## REFERÊNCIAS

- ASKELAND, D. R.; PHULÉ, P. P. **Ciência e engenharia dos materiais**. [S.l.]: Cengage Learning, 2008.
- BARBOSA, C. Metais não ferrosos e suas ligas: microestrutura, propriedades e aplicações. **Rio de Janeiro: E-papers**, 2014.
- BARBOSA, C. Metais não ferrosos e suas ligas: microestrutura, propriedades e aplicações. **Rio de Janeiro: E-papers**, 2014.
- CALLISTER, J. Wd ciência e engenharia dos materiais. **5ª Edição, LTC Editora, São Paulo-SP**, 2002.
- CALLISTER, W. **Ciência E Engenharia de Materiais: Uma Introdução** . [S.l.]: Grupo Gen-LTC, 2000.
- CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica**. [S.l.]: McGraw Hill, 1986.
- CHIAVERINI, V. **Metalurgia do Pó**. [S.l.]: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1992.
- CHOI, S.-W. et al. Effect of morphology and precipitation of si phase on thermal properties of al–si–mg–cu foundry alloy. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, Springer, p. 1–7, 2019.
- DURMUŞ, H. K.; MERIC, C. Age-hardening behavior of powder metallurgy aa2014 alloy. **Materials & design**, Elsevier, v. 28, n. 3, p. 982–986, 2007.
- GAVGALI, M.; AKSAKAL, B. Effects of various homogenisation treatments on the hot workability of ingot aluminium alloy aa2014. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 254, n. 1-2, p. 189–199, 1998.
- KEARNEY, A. Properties of cast aluminum alloys. 1990.
- MOHAMED, I. F. et al. Age hardening and thermal stability of al–cu alloy processed by high-pressure torsion. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 627, p. 111–118, 2015.
- OZDEMIR, A.; AKSOZ, S. Effect of thermo-mechanical alloying and ageing in aa2014 aluminium. **INDIAN ACAD SCIENCES**, 2020.
- ÖZDEMİR, A. T.; AKSÖZ, S. Effect of thermo-mechanical alloying and ageing in aa2014 aluminium alloys after synthesized using graphite. **Bulletin of Materials Science**, Springer, v. 43, n. 1, p. 1–10, 2020.
- OZER, A. The microstructures and mechanical properties of al-15si-2.5 cu-0.5 mg/(wt%) b4c composites produced through hot pressing technique and subjected to hot extrusion. **Materials Chemistry and Physics**, Elsevier, v. 183, p. 288–296, 2016.
- PABI, S.; MANNA, I.; MURTY, B. Alloying behaviour in nanocrystalline materials during mechanical alloying. **Bulletin of Materials Science**, Springer, v. 22, n. 3, p. 321–327, 1999.

SADELER, R. et al. Improvements of fatigue behaviour in 2014 al alloy by solution heat treating and age-hardening. **Materials & design**, Elsevier, v. 25, n. 5, p. 439–445, 2004.

SETORIAL, G. A metalurgia do pó: alternativa econômica com menor impacto ambiental. **São Paulo: Metallum Eventos Técnicos e Científicos**, 2009.

SHACKELFORD, J. F. Ciência dos materiais. 6ª edição. **Pearson. São Paulo**, 2008.

SHACKELFORD, J. F. Ciência dos materiais. 6ª edição. **Pearson. São Paulo**, 2008.

SILVA, T. T. L. d. **Manufatura e caracterização de ligas de alumínio-cobre (Duralumínio) fabricadas via técnicas de metalurgia do pó**. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal de Pernambuco, 2017.

SINGH, R. P.; GUPTA, G. K.; PALIWAL, M. An experimental and modeling study of synthesis, consolidation and aging behavior of aa2014 composite reinforced by tib 2 via powder metallurgy method. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, Springer, v. 71, n. 10, p. 2443–2451, 2018.

XAVIOR, A. Processing of graphene/cnt-metal powder. In: **Powder Technology**. [S.l.]: IntechOpen, 2018.

ZANDER, J.; SANDSTRÖM, R. One parameter model for strength properties of hardenable aluminium alloys. **Materials & design**, Elsevier, v. 29, n. 8, p. 1540–1548, 2008.

ZHILYAEV, A. P.; LANGDON, T. G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications. **Progress in Materials science**, Elsevier, v. 53, n. 6, p. 893–979, 2008.