

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS – PPGE3M

MARCUS AURELIO DOS SANTOS

A METALURGIA DO PÓ PARA PRODUÇÃO DE PEÇAS DE ALUMÍNIO NA
INDÚSTRIA METALÚRGICA

Porto Alegre
2018

MARCUS AURELIO DOS SANTOS

**A METALURGIA DO PÓ PARA PRODUÇÃO DE PEÇAS DE ALUMÍNIO NA
INDUSTRIA METALÚRGICA**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia, modalidade Acadêmica.

Orientador: Prof. Dr. Lírío Schaeffer, PPGE3M – UFRGS

**Porto Alegre
2018**

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração de Processos de Fabricação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Ing. Lírío Schaeffer

Banca Examinadora:

Prof. Dr. José Carlos Verney, ULBRA – Canoas – RS

Prof. Dr. Silvio F. Brunatto, UFPR – Curitiba – PR

Prof. Dr. Vinícius Martins, IFSUL – Pelotas – RS

**Coordenador do PPGE3M:
Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann**

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus e toda a minha família, em especial a minha esposa **Edilane** que é a minha maior incentivadora e inspiração e o meu filho **André** e minha filha **Manuela** que são os maiores amores da minha vida. E meus pais **Elci** e **Alblantino** que me deram a existência, virtudes, honestidade e as primeiras lições da vida. E também ao meu irmão querido **Fabio Santos** do que tenho muito orgulho.

Depois, ao professor e orientador **Prof^o: Dr. Lírío Schaeffer**, especialista em pesquisas e desenvolvimentos de materiais e processos de conformação mecânica.

Aos professores que participaram da banca, **Prof. Dr. Vinícius Martins**, **Prof. Dr. Silvio F. Brunatto**, **Prof. Dr. José Carlos Verney** pelas valiosas colaborações e pelo empenho em avaliar o trabalho.

Ao Doutorando **Wilson Correa Rodrigues** pelo conhecimento em Metalurgia do Pó, este conhecimento teve grande valia para a construção da dissertação.

A **UFRGS** – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, por disponibilizar o Laboratório de Transformação Mecânica (**LdTM**) para a realização das pesquisas, dos ensaios do trabalho e de todos os recursos necessários para a obtenção deste título.

Ao **IFSUL** – Instituto Federal Sul-Rio-Grandense – Campus de Sapucaia do Sul, por disponibilizar seus laboratórios para realizar alguns dos ensaios do trabalho.

A **STIHL** e aos colegas que também me apoiaram para esta conquista, principalmente os profissionais do Laboratório Metalúrgico que me ajudaram com a preparação das amostras.

Aos colegas de Mestrado e Faculdade **Sandro Arenhardt** e **Magnos Marinho da Silva**, pelo apoio incondicional em todas as etapas deste processo. E a **Msc. Alini Diehl Camacho** da Universidade do Vale do Rio dos Sinos pela valorosa contribuição na interpretação dos resultados da difração de raios-X desta pesquisa.

A todos que, de alguma forma, colaboraram no desenvolvimento deste trabalho, os meus sinceros agradecimentos.

“E o que dizer a você **Edilane Vicente dos Santos**? Obrigada pela paciência, pelo incentivo, pela força e principalmente pelo carinho. Valeu a pena toda distância, todo sofrimento, todas as renúncias... Valeu a pena esperar... Hoje estamos colhendo, juntos, os frutos do nosso empenho! Esta vitória é nossa!!!”

Marcus Aurelio dos Santos

Resumo

O objetivo desse trabalho é analisar a fabricação de buchas a base de Alumínio empregando o processo de Metalurgia do Pó, em substituição ao processo atual de fundição e usinagem. O material testado é uma liga a base de Alumínio AlSi10Cu3, essa liga contém 87% de Alumínio, 10% de Silício, 2,5% de Cobre, 0,25% de Magnésio e Manganês, conforme a norma DIN EN 1706. As amostras foram compactadas à 600MPa, resultado obtido da curva de compressibilidade. As amostras foram sinterizadas a uma temperatura de 550°C durante 60 minutos. Após sinterização as amostras foram submetidas ao processo de Tratamento Térmico T6, com temperatura de solubilização de 480°C por 5 horas e envelhecimento a 220°C por 5 horas, nomeado Tratamento Térmico A. Foram realizados ensaios de densidade, dureza, metalografia, compressibilidade, difração de raios-x e variação dimensional. A densidade das amostras sinterizadas atingiram $2,52 \text{ g/cm}^3 \pm 0,25$. A dureza superficial das amostras atingiram uma média de $51 \text{ HB} \pm 4$. Com o tratamento térmico T6 a dureza elevou-se para $74 \text{ HB} \pm 2$. A variação dimensional das amostras após sinterização foi de 0,20% na área dos corpos de prova. Foram estudadas também diferentes composições químicas para elevar a dureza superficial. Executou-se um teste com outros parâmetros de Tratamento Térmico T6 para aumento da dureza, chamado de Tratamento Térmico B, com parâmetros de temperatura de solubilização de 550°C por 1 hora e envelhecimento com 160°C por 18 horas.

Palavras-chave: Metalurgia do Pó; Liga de Alumínio AlSi10Cu3; Sinterização; Tratamento Térmico T6.

Abstract

The objective of this work is to analyze the manufacture of aluminum based bushings employing the Powder Metallurgy process in substitution of the current process of casting and machining. The material tested is an AlSi10Cu3 aluminum alloy, this alloy contains 87% aluminum, 10% silicon, 2.5% copper, 0.25% magnesium and manganese, according to DIN EN 1706. The samples were pressed at 600MPa, result obtained from the compressibility curve. The samples were sintered at a temperature of 550°C for 60 minutes. After sintering, the samples were submitted to the T6 Thermal Treatment process, with a solubilization temperature of 480°C for 5 hours and aging at 220°C for 5 hours, named Thermal Treatment A. Density, hardness, metallography, compressibility, X-ray diffraction and dimensional variation testings were performed. The density of the sintered samples reached $2.52 \text{ g/cm}^3 \pm 0.25$. The surface hardness of the samples reached the mean of $51 \text{ HB} \pm 4$. With the heat treatment T6 the hardness increased to $74 \text{ HB} \pm 2$. The dimensional variation of the samples after sintering was 0.20% by area. Different chemical compositions were also studied to raise the surface hardness. A test was performed with other parameters of T6 Thermal Treatment to increase the hardness, called Thermal Treatment B, with parameters of solubilization temperature of 550°C for 1 hour and aging with 160°C for 18 hours.

Keywords: Powder Metallurgy; AlSi10Cu3 aluminum alloy; Sintering; Heat Treatment T6.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Bucha de AlSi10Cu3 utilizadas em Motosserras.....	16
Figura 2 - Moinho de bolas [8].....	19
Figura 3 - Sequência de compactação utilizando ferramental de ação única [11].	20
Figura 4 - Etapas do processo de sinterização convencional [17].....	21
Figura 5 - (a) Sinterização por fase sólida e (b) Sinterização por fase líquida [18].	22
Figura 6 - Ciclos de aquecimento típicos para peças de Alumínio sinterizadas em um forno a vácuo [19].....	23
Figura 7 – O Mercado de MP por Aplicação [24].....	25
Figura 8 - Peças de Alumínio produzidas por Metalurgia do Pó Convencional [31].....	26
Figura 9 - Diagrama de fases Al-Si-Cu [41].....	29
Figura 10 – Esquema geral de Temperatura x Tempo para tratamentos térmicos de Solubilização e Envelhecimento [46].....	31
Figura 11 – Diagrama de blocos com as etapas realizadas ao longo do projeto.	33
Figura 12 - Ferramental utilizado para o processo de compactação das amostras (CP):	36
Figura 13 – Dimensional do corpo de prova.	37
Figura 14 - Curva do processo de sinterização.....	38
Figura 15 - Morfologia do pó (a) Alumínio	42
Figura 16 - Morfologia do pó (a) Silício; (b) Cobre.....	43
Figura 17 - Morfologia do pó (a) Manganês; (b) Magnésio.....	43
Figura 18 - Curva de compressibilidade da mistura AlSi10Cu3.	44
Figura 19 – Dados da densidade a verde e sinterizada das amostras.	44
Figura 20 - Influência na densidade das diferentes ligas estudadas.	45
Figura 21 - Metalografia das amostras sinterizadas (a) sem ataque (b) com ataque (ácido Fluorídrico 0,5%).	46
Figura 22 - Comparação da dureza do sinterizado com diferentes pressões de compactação com a liga AlSi10Cu3.	47
Figura 23 - Comparação da dureza do sinterizado com diferentes parâmetros de tratamento térmico para a liga AlSi10Cu3.	48
Figura 24 - Comparação da dureza do sinterizado com diferentes composições químicas.	48
Figura 25 - Comparação da dureza do sinterizado convencional sem e com Tratamento Térmico compactação com a liga AlSi10Cu3.....	49
Figura 26 - Difratoograma obtido da liga AlSi10Cu3.....	50

Figura 27 - DRX sinterização convencional com argônio e tratamento térmico.	50
Figura 28 - Média da variação dimensional da área das amostras antes e após Sinterização. .	51
Figura 29 - Gráfico de compressão da amostra sinterizada.....	52
Figura 30 - Gráfico de compressão da amostra sinterizada com tratamento térmico T6 (A)...	53
Figura 31 - Gráfico de compressão da amostra sinterizada sem tratamento térmico e com tratamento térmico.....	53

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Histórico dos principais desenvolvimentos em Metalurgia do Pó.....	18
Tabela 2: Composições de ligas de Alumínio por MP	26
Tabela 3 - Composição química do Pó de Alumínio.....	34
Tabela 4 - Composição química do Pó de Silício.....	34
Tabela 5 - Composição química do Pó de Cobre	34
Tabela 6 - Composição química do Pó de Manganês.....	35
Tabela 7 - Composição química do Pó de Magnésio	35
Tabela 8 - Composição Química da liga AlSi10Cu3	35
Tabela 9 - Diferentes composições químicas testada no trabalho	45
Tabela 10 - Comparação da dureza do sinterizado convencional sem e com Tratamento Térmico.....	49
Tabela 11 – Dados do ensaio de Compressão das amostras sem tratamento térmico.....	52
Tabela 12 – Dados do ensaio de Compressão das amostras com Tratamento Térmico.....	52

LISTA DE ABREVIATURAS

AC	Antes de Cristo
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
CP	Corpo de Prova
DC	Depois de Cristo
DRX	Difração de raios-x
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física
LdTM	Laboratório de Transformação Mecânica
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MP	Metalurgia do Pó
MPA	Metalurgia do Pó do Alumínio
P/M	<i>Powder Metallurgy</i>
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
T6	Tratamento Térmico de Solubilização e Envelhecimento
TT	Tratamento Térmico
UK	<i>United Kingston</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

-	Dureza Brinell	[HB]
A	Área	[mm ²]
d	Diâmetro	[mm]
F	Força de Compactação	[N]
P	Pressão de Compressão	[MPa]
r	Raio	[mm]
t	Tempo	[s]
ts	Tempo Sinterização	[min]
T	Temperatura	[°C]
T ₀	Temperatura de Solubilização	[°C]
T ₁	Temperatura Ambiente	[°C]
T ₂	Temperatura de Envelhecimento	[°C]

SÍMBOLOS GREGOS

ρ_v	Densidade a verde	[g/cm ³]
ρ	Densidade do sinterizado	[g/cm ³]
ε	Deformação Relativa	[%]
σ_e	Tensão de Escoamento	[N/mm ²]
β	Fase Beta	[-]
α	Fase Alpha	[-]

SUMÁRIO

RESUMO.....	VI
ABSTRACT	VII
1 INTRODUÇÃO.....	15
1.1 OBJETIVO GERAL.....	17
1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	17
2 REVISÃO DE LITERATURA.....	18
2.1 METALURGIA DO PÓ.....	18
2.1.1 Produção de pós metálicos.....	19
2.1.2 Mistura dos pós.....	19
2.1.3 Compactação.....	20
2.1.4 Processo de sinterização	21
2.2 SINTERIZAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO.....	22
2.3 APLICAÇÃO DA METALURGIA DO PÓ NA INDÚSTRIA.....	24
2.4 MERCADO DA METALURGIA DO PÓ	24
2.5 ALUMÍNIO NA METALURGIA DO PÓ.....	25
2.6 SILÍCIO NA METALURGIA DO PÓ.....	27
2.7 COBRE NA METALURGIA DO PÓ.....	28
2.8 A LIGA DE ALSI10CU3	28
2.9 TRATAMENTO TÉRMICO DO ALUMÍNIO E DE LIGAS AL-SI-CU.....	30
2.9.1 Tratamento térmico de solubilização.....	30
2.9.2 Tratamento térmico de precipitação por envelhecimento.....	30
3 MATERIAIS E MÉTODOS	33
3.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	33
3.2 PRINCIPAIS MATERIAIS - PÓS ELEMENTARES.....	34
3.3 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	35
3.3.1 Mistura (Preparação e homogeneização dos pós elementares).....	35
3.4 GEOMETRIA E FERRAMENTAL PARA COMPACTAÇÃO DAS AMOSTRAS	36
3.4.1 Obtenção da curva de compressibilidade.....	37
3.5 PROCESSO DE SINTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	37
3.6 TRATAMENTO TÉRMICO T6	38

3.7	TESTES COM ELEMENTOS DE LIGA E PARÂMETROS DO TRATAMENTO TÉRMICO	39
3.8	CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	39
3.8.1	Densidade das amostras	39
3.8.2	Análise de dureza Brinell (HB)	39
3.8.3	Análise da variação dimensional	40
3.8.4	Análise da Metalografia.....	40
3.8.5	Análise de difração de raios-x	41
3.8.6	Análise do ensaio de compressão	41
3.8.7	Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	41
4	ANÁLISE EXPERIMENTAL.....	42
4.1	CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS	42
4.2	CURVA DE COMPRESSIBILIDADE DOS CORPOS DE PROVA	44
4.3	DENSIDADE DOS CORPOS DE PROVA.....	44
4.3.1	Análise da influência dos elementos químicos na liga AlSi10Cu3	45
4.4	ANÁLISE METALOGRAFICAS DAS AMOSTRAS DE ALSI10CU3.....	46
4.5	ANÁLISE DA DUREZA SUPERFICIAL DAS AMOSTRAS DE ALSI10CU3	47
4.6	ANÁLISE DIFRAÇÃO DE RAIOS-X DAS AMOSTRAS DE ALSI10CU3	50
4.7	ANÁLISE DA VARIAÇÃO DIMENSIONAL DAS AMOSTRAS DE ALSI10CU3	51
4.8	ANÁLISE DO ENSAIO DE COMPRESSÃO DAS AMOSTRAS DE ALSI10CU3	51
5	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	54
5.1	DENSIDADE NO PROCESSO DE SINTERIZAÇÃO.....	54
5.1.1	Análise da influência dos elementos químicos no composto	54
5.2	MICROSCOPIA ÓPTICA	54
5.3	ANÁLISE DO ENSAIO DE DUREZA	55
5.4	ANÁLISE DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	56
5.5	ANÁLISE DA VARIAÇÃO DIMENSIONAL	56
5.6	ANÁLISE DE COMPRESSÃO	56
6	CONCLUSÕES.....	58
7	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	59
8	REFERÊNCIAS.....	60

1 INTRODUÇÃO

O processo de globalização iniciado em 1990 impulsionou cada vez mais o desenvolvimento de novos produtos, materiais e processos de fabricação, a fim de atender demandas de produção e qualidade exigidas por clientes e consumidores. Dentro deste contexto de produção as peças produzidas por Metalurgia do Pó Convencional têm diversas aplicações industriais, incluindo a indústria de ferramentas motorizadas. Como exemplos destes usos, podem-se citar: furadeiras, roçadeiras, lava-jato, motosserras, sopradores e cortadores de grama.

O processo de Metalurgia do Pó permite um controle rigoroso da composição química, permitindo adaptar atributos específicos para aplicações direcionadas, tais como: automobilística, produção de ferramentas, dentre outras. Na Metalurgia do Pó o desenvolvimento e inovação são constantemente perseguidos para atender a qualidade, custo e requisitos de desempenho, existentes em aplicações de alto nível.

Devido ao aumento da demanda, percebe-se a necessidade de otimização dos custos de manufatura. A viabilidade de novas tecnologias de fabricação que aumentem a competitividade do produto no mercado é imprescindível. Nas últimas décadas a aquisição de peças por meio do processo da Metalurgia do Pó (MP) passou por inovações tecnológicas a fim de fabricar seus componentes mecânicos, com maior qualidade e controle dimensional. A relação custo benefício se dá devido ao número de peças fabricadas, com menor custo de produção, tornando-se atrativa para a produção em grande escala [1].

A Metalurgia do Pó é uma técnica de processamento popular para fabricação de componentes cerâmicos, metálicos ou compósitos, tipicamente de tamanho pequeno e de forma complexa. A MP é um processo que forma a peça quase na sua forma final, que pode produzir componentes com alta precisão a baixo custo e com pouco desperdício. Há uma expansão significativa da indústria de MP [2].

Usando a Metalurgia do Pó é possível fabricar componentes, que de outra forma se decompõem ou se desintegram. Isso ocorre porque os processos em pó são mais flexíveis que as técnicas de fundição, extrusão ou forjamento. Os produtos MP são usados em uma variedade de aplicações, como automotivo, aeroespacial e eletrodomésticos [3].

Diversos materiais estão sendo pesquisados através da Metalurgia do Pó, como os compósitos de Ferro e Diamante, Tungstênio, Cobre, Nióbio, Molibdênio, Alumínio e Magnésio. Alumínio e suas ligas produzidas por Metalurgia do Pó são empregados comercialmente em relativas quantidades em aplicações industriais no campo de materiais

compósitos de matriz metálica, especialmente devido à reduzida densidade do Alumínio, o qual é uma condição primordial na fabricação destes materiais, além dos custos reduzidos de produção em comparação com outros materiais leves tais como o titânio e o magnésio. Adicionalmente, estes materiais compósitos de matriz de Alumínio proporcionam uma excelente resistência, ductilidade e desempenho em relação à corrosão.

Conforme os estudos de NEUBING [4] as vantagens da produção e aplicação de materiais sinterizados à base de alumínio são bem conhecidos desde 1960. Apesar disso, o uso da MP para peças de alumínio ainda aguardam a crescimento substancial. No entanto, o interesse de envolver mais alumínio sinterizado para peças estruturais na indústria automobilística vem aumentando, o que apoia fortemente pesquisas em alumínio sinterizado. Fazendo um comparativo com ligas ferrosas, as ligas de Alumínio possuem vantagens em relação ao peso e a resistência na MP que tem como processo básico a mistura de pós, compactação e sinterização. Entretanto, a produção de peças em Alumínio por sinterização é mais complexa do que a de outros materiais (como exemplo, o Ferro), devido à facilidade de oxidação do Alumínio, o que promove a formação de uma camada de óxido superficial nas partículas impedindo a difusão no processo de sinterização.

Afim de aprofundar os conhecimentos teóricos e práticos sobre a Metalurgia do Pó, este trabalho procurou desenvolver estudos, a partir da produção de Corpos de Prova, por MP. Para uma possível fabricação de um componente de Alumínio, a partir de pós elementares, conforme a Figura 1. Esses componentes (buchas) são utilizados em ferramentas motorizadas a combustão. Com a possibilidade de substituição dos processos (fundição/usinagem por MP) espera-se uma produção mais simples e com poucas operações secundárias.

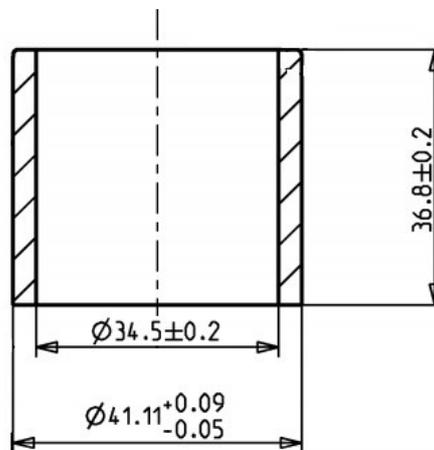


Figura 1 - Bucha de AlSi10Cu3 utilizadas em Motosserras

1.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral deste trabalho é avaliar o processo de Metalurgia do Pó Convencional com corpos de prova, para um futuro desenvolvimento de uma bucha de $AlSi10Cu3$.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Analisar a densidade dos corpos de prova;
- Avaliar a microestrutura das amostras após a sinterização;
- Avaliar a dureza superficial dos corpos de prova sem tratamento térmico;
- Avaliar a dureza superficial das amostras com tratamento térmico T6;
- Avaliar a dureza superficial com diferentes composições químicas;
- Analisar a variação dimensional dos corpos de prova;
- Avaliar as fases nas ligas formadas;
- Avaliar as características mecânicas com o ensaio de compressão;
- Atingir a dureza superficial mínima de 80 HB.

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 Metalurgia do Pó

A Metalurgia do Pó tem sido chamada de uma arte perdida. Ao contrário da argila e de outros materiais cerâmicos, a arte de moldar e produzir objetos metálicos práticos ou decorativos só foi ocasionalmente aplicado durante os estágios iniciais da história registrada. A sinterização de metais foi inteiramente esquecida durante os séculos seguintes, só para ser retomada na Europa no final século 18, quando vários métodos de produção de pós de platina foram registrados [5]. A Tabela 1 apresenta a cronologia resumida da Metalurgia do Pó no mundo.

Tabela 1 – Histórico dos principais desenvolvimentos em Metalurgia do Pó.

Data	Desenvolvimento	Local
3000 AC	"O ferro esponja" para fazer ferramentas	Egito, África, Índia
1200 DC	Cimentação de grãos de platina	América do Sul (Incas)
1781	Liga de platina-arsênico	França e Alemanha
1830	Sinterização de vários metais	Europa
1900	Início do uso do Pó de Alumínio	Estados Unidos
1930	Metal Duro	Alemanha
1980	Tecnologia de solidificação rápida e de moldagem por injeção de pó	Estados Unidos
1990	Compostos intermetálicos, compactação a morno	Estados Unidos e UK
2000	Peças de MP são usadas na maioria dos sistemas de engenharia	Grande parte dos Países

Fonte: WHITE (1998) [5]

O processo de Metalurgia do Pó tem como alvo misturar pós de metais ou ligas metálicas e, às vezes, também substâncias não metálicas, transformando-as em peças resistentes, sem recorrer-se à fusão, mas apenas pelo emprego de conformação e calor. A etapa de aquecimento realizada em condições controladas de temperatura, tempo e atmosfera é chamada de sinterização [6].

O processo da MP envolve, em princípio, as seguintes etapas fundamentais:

- Mistura de Pós;
- Compressão da mistura “compactação”;
- Aquecimento “sinterização”.

2.1.1 Produção de pós metálicos

Os Pós Metálicos são produzidos por métodos mecânicos ou métodos químicos. Os métodos comumente usados incluem atomização por água e gás, moagem, ligação mecânica, eletrólise e métodos químicos, incluindo redução de óxidos [7].

A Figura 2 está exibindo um tipo de equipamento pelo método mecânico por moinho de bolas, que é utilizado para a obtenção de pós e principalmente para reduzir o tamanho das partículas.

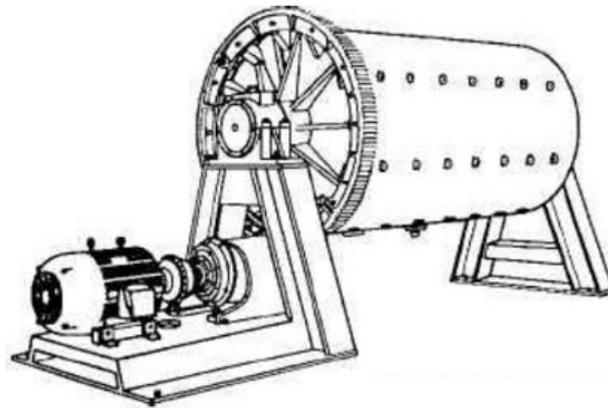


Figura 2 - Moinho de bolas [8].

2.1.2 Mistura dos pós

A qualidade da compactação depende muito da variabilidade e propriedades do pó que vai ser utilizado. É extremamente importante conter nestes pós as características de dimensão de partícula, escoabilidade e superfícies livres apropriadas, tendo em vista a otimização de recursos naturais e redução de gastos com a produção, ter um pó de alta qualidade é fundamental para o processo e com isso ter um produto sinterizado com características de alto nível [9].

A metodologia para realizar a distribuição da granulometria é de fundamental relevância para uma peça produzida por MP. Os diversos processos para obtenção de um pó metálico levam à variações de formas, dimensões e classificação, significando impreterivelmente no conhecimento das suas propriedades e produzindo um produto final de alta qualidade para as diversas áreas da tecnologia [10].

2.1.3 Compactação

Uma das primeiras etapas onde a peça produzida por Metalurgia do Pó começa a se materializar é na compactação. O pó pode ser compactado em uma prensa hidráulica ou até mesmo mecânica, onde uma quantidade calculada de pó é adicionada no volume útil da matriz, sendo prensado na cavidade da matriz por dois punções, um superior e outro inferior, na temperatura ambiente [8].

A Figura 3 representa um processo com matriz estacionária, e a peça é ejetada com o punção inferior e do núcleo simultaneamente. Em algumas prensas, o macho está disposto de modo que seja livre para se mover para cima (flutuante) com a peça à medida que é ejetada.

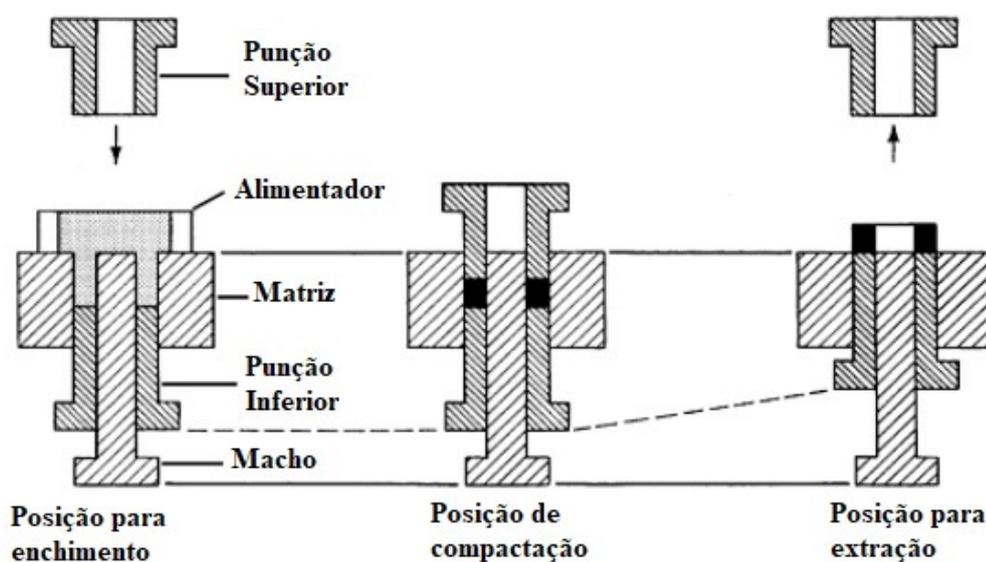


Figura 3 - Sequência de compactação utilizando ferramental de ação única [11].

Segundo Albaro [12], havendo a ausência de uniformidade na compactação caracterizada pela presença de gradientes de densidade à verde, pode-se acabar ocasionando perdas de qualidade e variações na etapa de sinterização. A qualidade do processo da Metalurgia do Pó e dos produtos gerados por este processo, principalmente na precisão dimensional está ligada ao projeto e construção do ferramental [13]. As principais causas dos gradientes são:

- Alto atrito entre o pó e a cavidade da matriz;
- Preenchimento não completo do molde;
- Redução na escoabilidade dos pós;

2.1.4 Processo de sinterização

O método de sinterização constitui-se como um processo físico, termicamente acionado, que faz com que uma quantidade de partículas de materiais distintos adquiram resistência mecânica quando em contato [14]. Em elevadas temperaturas durante a sinterização, ocorre a redução dos vazios entre as partículas, tendo como resultado um material com elevada rigidez e densidade, com uma certa porosidade definida [15].

A sinterização que se dá por aquecimento em faixas de temperatura inferior ao ponto de fusão das partículas, que na maioria das vezes se aplica a regra de $2/3$ a $3/4$ da temperatura de fusão do material. Tem como objetivo principal conferir a resistência estrutural do material fabricado por Metalurgia do Pó [16].

Basicamente a sinterização é dividida em três etapas diferentes, mediante apresentado na Figura 4. A primeira etapa consiste no pré-aquecimento do material com a bomba de baixo vácuo, retirando o lubrificante utilizado na fase de compactação. A segunda etapa é o estágio principal do processo, onde se dá a técnica de sinterização, ocorrendo a difusão do material. Já a terceira e última etapa faz o resfriamento das peças sinterizadas.

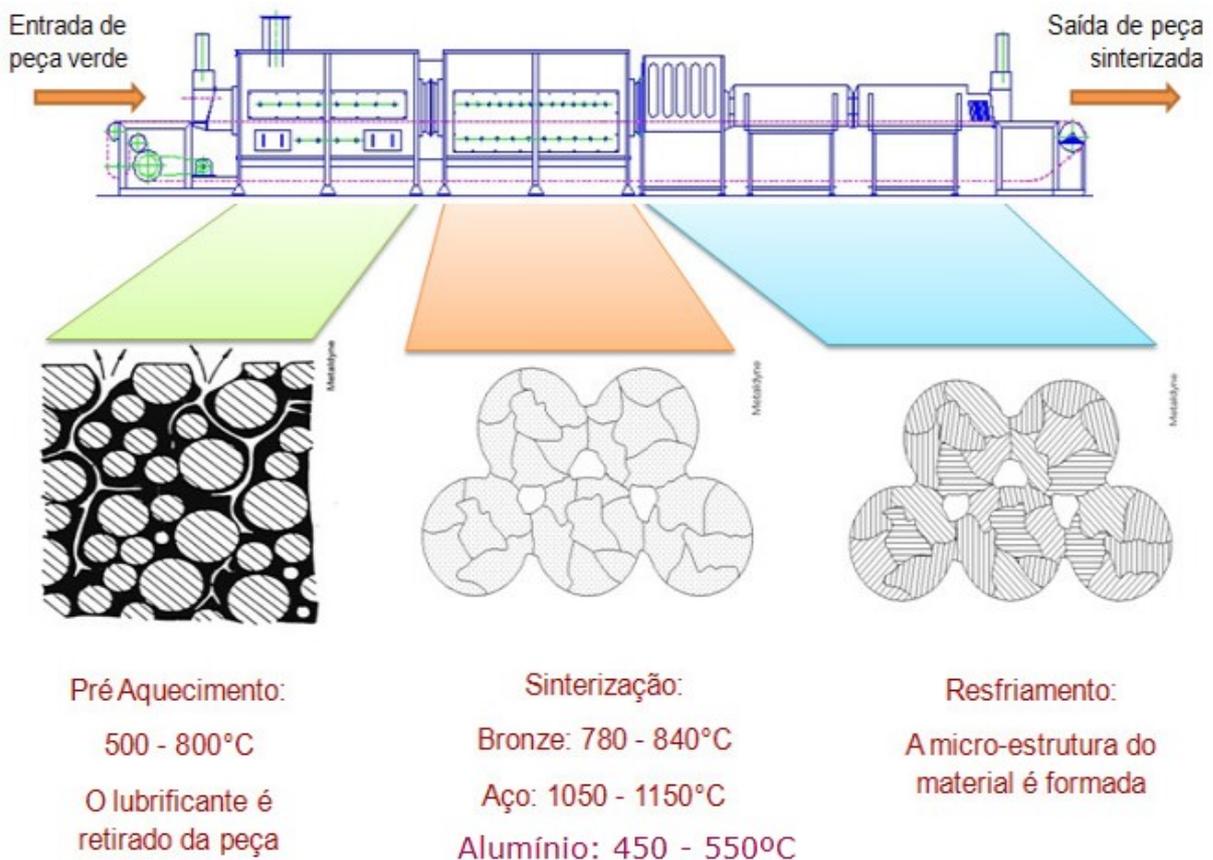


Figura 4 - Etapas do processo de sinterização convencional [17].

Normalmente na sinterização se utiliza fornos com atmosfera controlada tendo como objetivo obter um ambiente protetivo na tecnologia de sinterização e de impedir a oxidação dos produtos, diminuindo os ocasionais óxidos formados nos pós e que podem diminuir a qualidade da sinterização [12].

A difusão na sinterização ocorre normalmente em estado sólido, contudo pode se ocorrer em fase líquida (Figura 5).

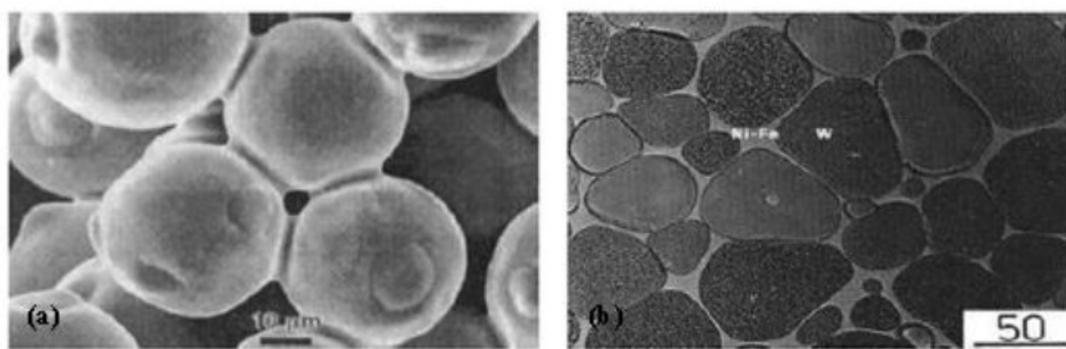


Figura 5 - (a) Sinterização por fase sólida e (b) Sinterização por fase líquida [18].

Na Figura 5(a), a temperatura causa a difusão das partículas do pó com temperaturas inferiores ao ponto de fusão do material, contudo, satisfatório para criar um “pescoço” de ligação entre as partículas do pó. Porém, a Figura 5(b), na passagem da fase líquida, o material é sinterizado empregando elementos com pontos de fusão distintos e o material com inferior ponto de fusão se liquefaz e interconecta a partícula do outro material [18].

Através do processo de sinterização no estado sólido é possível alcançar uma estrutura com porosidade sobre controle. Entre tanto o método de sinterização por meio da fase líquida, torna possível alcançar o fechamento total das porosidades [14].

2.2 Sinterização das ligas de Alumínio

A escolha da temperatura de sinterização e do tempo de sinterização é baseada na composição da liga e seu mecanismo de sinterização. O tempo de sinterização depende da espessura da seção da peça. O tempo mínimo recomendado para peças de 6,4 mm de espessura é de 10 a 15 minutos, enquanto peças de 20 a 50 mm de espessura requerem de 30 a 40 minutos. A sinterização em fase líquida pode ser utilizada para sinterização de ligas de

Alumínio. Durante a sinterização, os elementos de liga formam uma fase líquida o que ajuda a romper as camadas de óxido que envolvem as partículas de alumínio e permite a ligação entre as mesmas. Geralmente, as temperaturas de sinterização estão na faixa de 595 a 625 °C e o tempo de sinterização varia de 10 a 30 minutos [19, 20].

A sinterização de peças de Alumínio pode ser realizada em uma atmosfera inerte controlada ou no vácuo. As atmosferas inertes mais comuns para a sinterização de ligas de Alumínio são nitrogênio ou argônio. Uma atmosfera de argônio é usada para sinterizar Alumínio, Aço, Titânio e suas ligas. No entanto, a produção com argônio é bastante cara, por isso é usada principalmente para o aquecimento de atmosfera de sinterização. Normalmente, para sinterização com atmosferas de proteção para ligas de Alumínio são utilizadas temperaturas de -50 a -40 °C do ponto de orvalho [21].

Os tipos de fornos de sinterização usados na fabricação de peças de Alumínio incluem: batelada, fornos contínuos ou a vácuo. A sinterização exige que esses fornos mantenham a temperatura dentro de $\pm 2,8$ °C [19]. Ciclos de aquecimento por lote, contínuo e vácuo são mostrados na Figura 6.

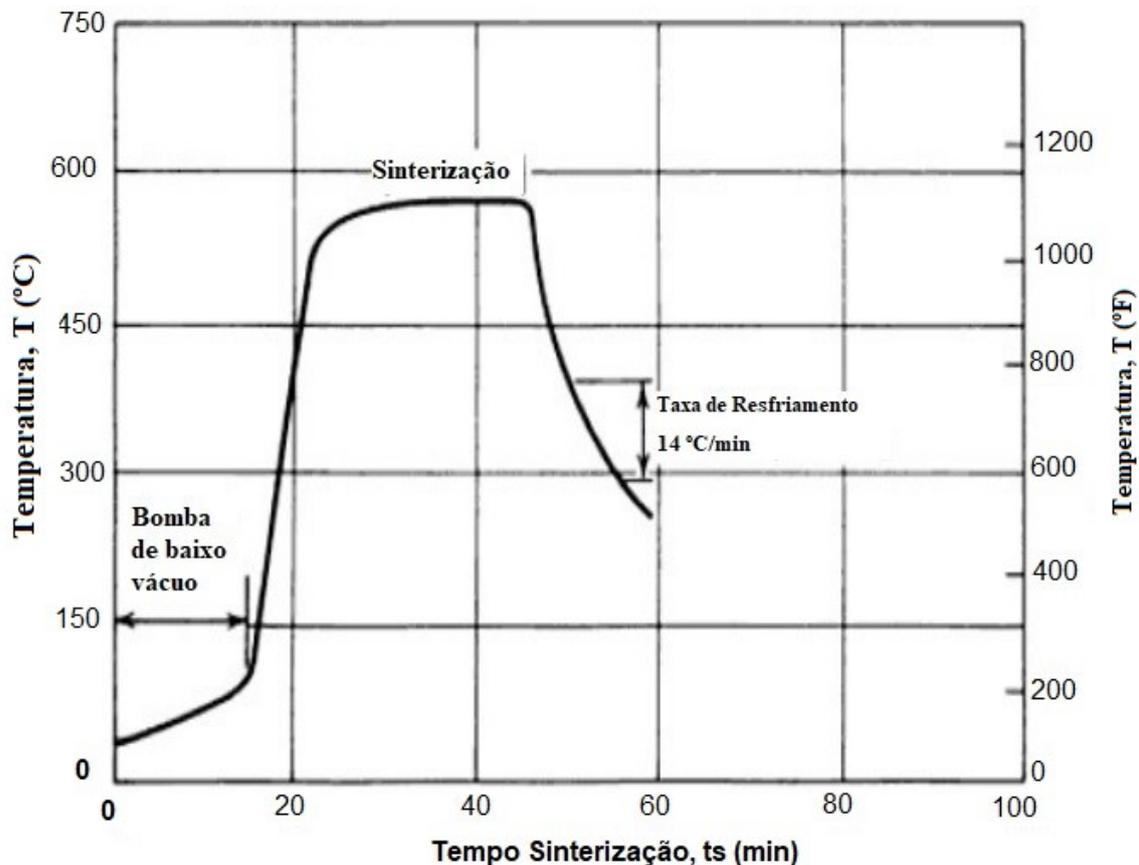


Figura 6 - Ciclos de aquecimento típicos para peças de Alumínio sinterizadas em um forno a vácuo [19].

2.3 Aplicação da metalurgia do pó na indústria

Na indústria, a lista de elementos que empregam produtos sinterizados é bem ampla: bielas do motor, buchas auto lubrificantes, capas de mancal, anéis do sensor do freio, peças para caixas de transmissão manual e automática, cubo de polias, motores elétricos, motor de arranque, velas de ignição, relês elétricos, pastilhas de freio e discos de embreagem. Podem também citar os produtos listados abaixo que utilizam a Metalurgia do Pó como método de fabricação. Em alguns casos a Metalurgia do Pó como sendo a única e mais viável forma de produção em termos de custo e qualidade [22].

- Metal duro
- Aços ferramentas e aços rápidos
- Inserto para assentos de válvula
- Filtros metálicos sinterizados
- Materiais cerâmicos
- Filamentos de tungstênio para lâmpadas
- Escovas elétricas de metal-grafite
- Eletrodos de solda à resistência
- Materiais Supercondutores
- Ímãs
- Aplicações médicas e dentárias

2.4 Mercado da metalurgia do pó

O mercado da Metalurgia do Pó vem em grande expansão, os componentes de MP são usados em uma variedade de mercados, sendo a indústria automotiva predominante, consumindo aproximadamente 70% dos produtos que a indústria produz anualmente. Outros mercados importantes incluem ferramentas manuais, eletrodomésticos, motores e controles industriais, *hardware*. E, à medida que os projetistas aprendem cada vez mais sobre o desempenho do processo, as tolerâncias estreitas e as economias de custos por meio da MP, oferece, maiores benefícios em relação a outras tecnologias de fabricação. A tendência indica que os componentes do MP continuam a expandir-se para mercados anteriormente inexplorados, como a fabricação de aditivos metálicos [23]. A Figura 7 apresenta a divisão dos mercados com aplicação da Metalurgia do Pó:

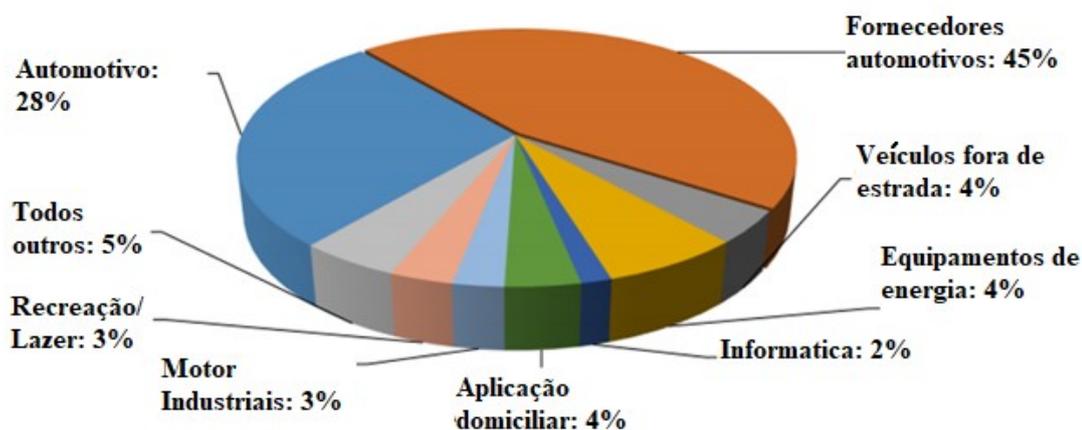


Figura 7 – O Mercado de MP por Aplicação [24].

2.5 Alumínio na metalurgia do pó

Alumínio, o segundo elemento metálico mais abundante na Terra, tornou-se um concorrente econômico em aplicações de engenharia, mais recentemente no final do século XIX. O surgimento de três importantes requisitos industriais exigiram: primeiro as características dos materiais, segundo a consistência do mesmo e terceiro a qualidade única do alumínio e suas ligas, gerando assim um grande benefício na produção e o uso de um novo metal [25].

Uma excelente combinação de propriedades físico-químicas faz que o Alumínio tenha alta procura, as que mais se destacam são a infinita reciclagem, boa ductilidade, baixo peso específico, a alta condutibilidade térmica e elétrica, a resistência à corrosão e propriedade não magnética. Apresenta peso específico de cerca de $2,70 \text{ g/cm}^3$, aproximadamente 35% do peso do aço e 30% do peso do Cobre. A temperatura de fusão do Alumínio é de 660 °C [26].

As ligas de Alumínio são agrupadas em duas principais categorias, trabalháveis e não trabalháveis, especificamente ligas de Alumínio forjado e fundido. As ligas de Alumínio forjado são conformadas em lingotes ou tarugos a quente ou frio primeiramente antes de serem trabalhadas mecanicamente para a forma requerida por processos como laminação, forjamento e extrusão [27]. As ligas de Alumínio são fundidas na geometria mais próxima do produto final por processos como fundição de areia, fundição sob pressão [28].

As ligas de Alumínio para Metalurgia do Pó dividem-se em dois grandes grupos, ligas convencionais e ligas avançadas. As ligas convencionais são frequentemente baseadas em ligas de Alumínio existente em forjamento, com pouca ou nenhuma alteração no processo

para Metalurgia do Pó. Estas ligas representam atualmente a maior parte das ligas de Alumínio usadas para produzir peças. Ligas avançadas foram desenvolvidas e continuam a ser desenvolvidas para aproveitar muitos dos aspectos especiais da Metalurgia do Pó. Compósito de matriz metálica, ligas de Alumínio de alta temperatura e Alumínio de alta resistência ao desgaste estão entre aqueles que estão tendo um maior desenvolvimento. Estas ligas estão lentamente começando a ser usadas em aplicações comerciais, mas eventualmente assumirão uma fatia considerável do mercado, de acordo com NARISIMHAN [29]. A Tabela 2 apresenta alguns tipos de ligas de Alumínio utilizadas na Metalurgia do Pó:

Tabela 2: Composições de ligas de Alumínio por MP

Liga	Al	Si	Cu	Mg
601 AB	98,2	0,6	0,3	1,0
602 AB	99,0	0,4		0,6
201 AB	94,3	0,8	4,4	0,5
202 AB	96,0		4,0	
MD-22	96,7	0,3	2,0	1,0
MD-24	94,2	0,9	4,4	0,5
MD-69	98,2	0,6	0,3	1,0
MD-79	90,3		1,6	2,5

No entanto, existem dificuldades quando se utiliza Alumínio em pó na MP, uma delas é a presença da camada de óxido que recobre completamente a superfície do pó, dificultando tanto a compressão como a sinterização [30]. Peças técnicas produzidas por Metalurgia do Pó Convencional são mostradas na Figura 8, como: mancais, buchas, flanges, alavancas e engrenagens.

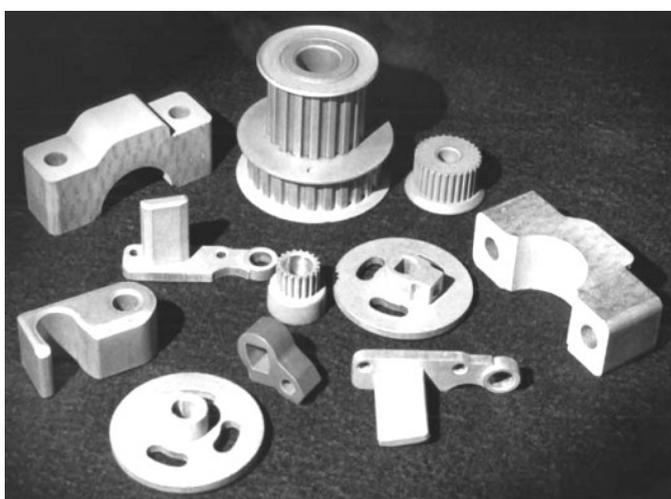


Figura 8 - Peças de Alumínio produzidas por Metalurgia do Pó Convencional [31].

2.6 Silício na metalurgia do pó

O Silício (Si) é um elemento químico leve que se combina com oxigênio e outros elementos para formar silicatos. O Silício na forma de silicatos constitui mais de 25% da crosta terrestre. A Sílica (SiO_2) como quartzo ou quartzito é utilizada para produzir ferro-ligas de Silício e Silício metálico. A demanda por ligas ferro com Silício é impulsionada principalmente pela produção de ferro fundido e aço. O metal de Silício, que geralmente é produzido como o ferrosilício em fornos elétricos de arco submerso, é usado não como ferro-liga, mas sim para a liga com Alumínio e para a produção de produtos químicos, especialmente silicones. Pequenas quantidades de Silício são transformadas em Silício de alta pureza para uso na indústria de semicondutores [32].

Este elemento químico é muito utilizado em ligas de Alumínio, por ser um elemento de baixo custo e que melhora as propriedades de fluidez do Alumínio em forma líquida performando um melhor resultado durante o processamento e preenchimento do molde durante a fundição, por exemplo. Melhora também a usinabilidade, resistência à corrosão e melhora a taxa resistência *versus* peso específico. Também tem um aspecto muito importante quando se utiliza em altas temperaturas, mas como efeito colateral piora durante a usinagem [32]. Também reduz porosidades e o coeficiente de expansão térmica e altos teores. Combinado com o magnésio prevê uma melhora considerável na resistência mecânica, por propiciar que a liga possa ser submetida a tratamentos térmicos [33].

Na Metalurgia do Pó os benefícios combinados de alto teor de Silício e partículas de Silício de tamanho refinado são fortes ingredientes para a resistência ao desgaste para a utilização na fabricação de peças de liga de AlSi10Cu3 . Na MP tem sido um benefício especial para as ligas hipereutéticas de Silício. Um exemplo disso é o uso de liga Al-7Si para fazer cilindros revestidos [34, 35]. As propriedades destas ligas excedem as ligas comuns.

Além disso, altos níveis de elementos adicionais podem ser utilizados para obter boa resistência e resistência ao desgaste e propriedades a temperaturas elevadas [36]. As microestruturas refinadas disponíveis na fabricação de MP de ligas hipereutéticas tem um efeito benéfico nas características de fadiga. Este atributo foi utilizado na produção de rotores e palhetas para motores automotivos rotativos e condicionadores de ar.

2.7 Cobre na metalurgia do pó

O Cobre e as ligas de Cobre constituem um dos principais grupos de metais comerciais. Eles são amplamente utilizados por causa de suas excelentes condutibilidade elétrica e térmica, excelente resistência à corrosão, facilidade de fabricação e boa resistência à fadiga e compressão. Cobre é o segundo metal mais consumido na Metalurgia do Pó, perde somente para o ferro em termos de volume. Tem como principal vantagem o aumento da resistência mecânica e a dureza das ligas onde ele é adicionado. Com isto, o elemento metálico Cobre torna a liga Al-Si propícia a tratamentos térmicos [37].

O Alumínio tem sua resistência elevada com a adição do Cobre em sua mistura como parte do elemento de liga, contribui para o aumento da resistência mecânica devido ao aumento da dureza da liga, com ou sem tratamentos térmicos. O Cobre colabora para atribuir tratamentos térmicos em ligas de Alumínio. Por outro lado o Cobre também diminui a resistência a corrosão e trincas no processo [37].

Peças acabadas com pó de Cobre são submetidas a uma série de testes projetados para garantir o desempenho nas diversas aplicações. A aplicação mais importante para pó de Cobre é para buchas de bronze auto lubrificantes. Nos Estados Unidos, essas buchas são feitas predominantemente de misturas elementares de Cobre e Estanho. Desde aproximadamente 1960, misturas com de 90% Cu e 10% Sn tem um aumento de consumo devido às características de variação dimensional estáveis [25].

2.8 A liga de AlSi10Cu3

A liga de AlSi10Cu3 é largamente empregada na produção industrial ao invés de aço e o ferro fundido, nas indústrias de alto avanço tecnológico, como na indústria automobilística. A relevância desta liga deve-se especialmente ao seu menor peso específico, alta resistência ao desgaste e à corrosão, pequeno nível de expansão térmica, já que, as intenções atuais procuram atingir alto desempenho sem acrescentar ao peso. E, ao mesmo tempo, buscar, conservar ou otimizar as características mecânicas [38; 39].

Devido à sua importância na indústria, o sistema ternário Al-Si-Cu tem sido fortemente investigado nas últimas décadas. As ligas Al-Si-Cu têm uma importância crescente para a indústria automotiva devido a sua leveza. As ligas ternárias apresentam maior resistência do que as ligas de Al-Si e menor desgaste à corrosão do que nas ligas de Al-Cu

[40]. Para projetar ligas ternárias que atendam a requisitos específicos é fundamental a compreensão das relações de fase e do comportamento da solidificação. A Figura 9 apresenta o diagrama terciário da liga de Alumínio Al-Si-Cu.

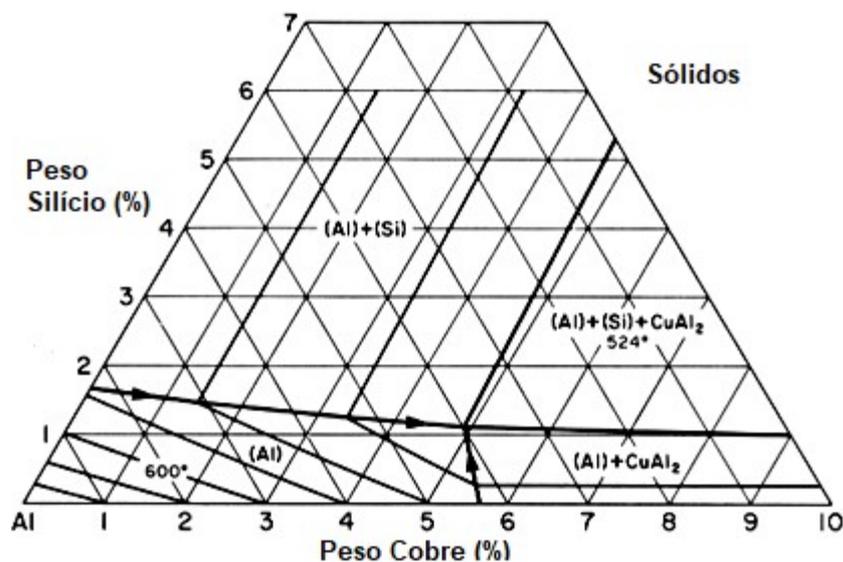


Figura 9 - Diagrama de fases Al-Si-Cu [41].

As ligas leves como Al-Si-Cu tem como característica alta resistência ao desgaste e são importantes para uma série de aplicações, principalmente automotivas. As ligas com alto teor de Silício melhoraram o desgaste em relação às ligas convencionais de Alumínio por MP. A distribuição de partículas de Silício e intermetálicos de metal de transição possuem uma importante contribuição para as propriedades de desgastes [42].

As ligas Al-Si-Cu para Metalurgia do Pó normalmente atingem maior resistência à temperatura ambiente 290-390 MPa. Já as fundidas em Al-Si atingem 117-160 MPa [43]. Além disso, o alongamento é ligeiramente melhorado e a dureza é aumentada consideravelmente, atingindo cerca de 40-65 HRB. Particularmente, o desgaste e a estabilidade a altas temperaturas também aumentam em relação às ligas fundidas. Superiores níveis de Silício aumentam tipicamente as propriedades, mas começam a estabilizar algumas propriedades em torno de 18% de Silício.

Para processos que precisam de rápida solidificação é importante para o alto desempenho das ligas Al-Si por MP, devido à baixa solubilidade do Silício em Alumínio (1,65%) e a dificuldade resultante na produção de uma numerosa dispersão de partículas de Silício. Uma liga projetada para uma boa resistência ao desgaste emprega ambas as características micro estruturais acima, pequenas partículas de Silício e mesmo dispersões de

intermetálicos de metal de transição [42]. A liga Al-12Si-5Fe-6Ni tem maior dureza, maior módulo de *Young* e melhor resistência à temperatura do que as ligas convencionais. Isso resultou em melhor desempenho de desgaste de um rotor para uma bomba de óleo automotiva. Uma liga Al-20Si-5Fe foi escolhida para uma aplicação de compressor de ar automotivo [44].

2.9 Tratamento térmico do Alumínio e de ligas Al-Si-Cu

A maioria das ligas de Alumínio é tratável termicamente, a qual tem o objetivo de melhorar as suas propriedades físico-mecânicas, pode-se citar os principais tratamentos térmicos: homogeneização, solubilização, envelhecimento, recozimento e estabilização [45]. Tratamento térmico no seu sentido mais amplo refere-se a qualquer das operações de aquecimento e de arrefecimento que são realizados com o objetivo de alterar as propriedades mecânicas, a estrutura metalúrgica, ou o estado de tensão residual de um produto de metal. Quando o termo é aplicado às ligas de Alumínio, no entanto, seu uso é frequentemente restrito às operações específicas empregadas para aumentar a resistência mecânica e a dureza das ligas [46].

2.9.1 Tratamento térmico de solubilização

O tratamento térmico por solubilização aplica temperaturas elevadas com o material, próximo a temperatura de fusão e permanecendo com esta temperatura em tempo padronizado [47]. Conforme a Figura 10 o método fundamentalmente é aquecer a liga até T_0 , e permanecer a essa temperatura durante o tempo estabelecido para que toda a fase β , seja dissolvida. Após alcançar esta etapa, é indispensável realizar um resfriamento rápido até T_1 para evitar difusão dos elementos de liga e formação da fase β , ocorrendo a existir uma solução sólida supersaturada, fase α . Logo o tratamento térmico de solubilização a liga se torna relativamente dúctil e pouco resistente [48].

2.9.2 Tratamento térmico de precipitação por envelhecimento

O endurecimento por envelhecimento tem sido reconhecido como um dos métodos mais importantes para o reforço de ligas de Alumínio, que passa por um reforço das ligas por

precipitados coerentes que são capazes de ser cortado por discordâncias. Ao controlar o tempo e a temperatura do envelhecimento pode ser obtida uma grande variedade de propriedades mecânicas. As resistências à tração podem ser aumentadas, as tensões residuais podem ser reduzidos e a microestrutura pode ser estabilizada. O processo de precipitação pode ocorrer a temperatura ambiente ou pode ser acelerado por envelhecimento artificial a temperaturas variadas [49].

O tratamento térmico por envelhecimento artificial incide no aquecimento da liga a uma temperatura padronizada, representada também na Figura 10, conforme mencionado no tratamento térmico de solubilização, onde a precipitação acontece quando a solução sólida α supersaturada é aquecida a uma temperatura T_2 , que é uma temperatura intermediária e se deposita dentro do campo bifásico $\alpha + \beta$. Esta temperatura T_2 é mantida em um determinado tempo para que haja a completa precipitação do material. Neste processo a taxa de resfriamento normalmente não é considerada importante para o resultado final do tratamento. A natureza das partículas da fase β e a subsequente resistência e dureza do material, dependem tanto de T_2 quanto do tempo de envelhecimento nesta temperatura [48].

O tratamento térmico de T6 é ilustrado na Figura 10 para uma liga de Al-Si-Cu, a temperatura recomendada é de 550 °C para solubilização e 260 °C para o envelhecimento. Em ligas Al-Si-Cu o tratamento da solubilização cumpre três papéis[50;51].

- 1-Homogeneização da estrutura;
- 2-Dissolução de fases intermetálicas como Al-Si-Cu
- 3-Mudança da morfologia do constituinte eutético.

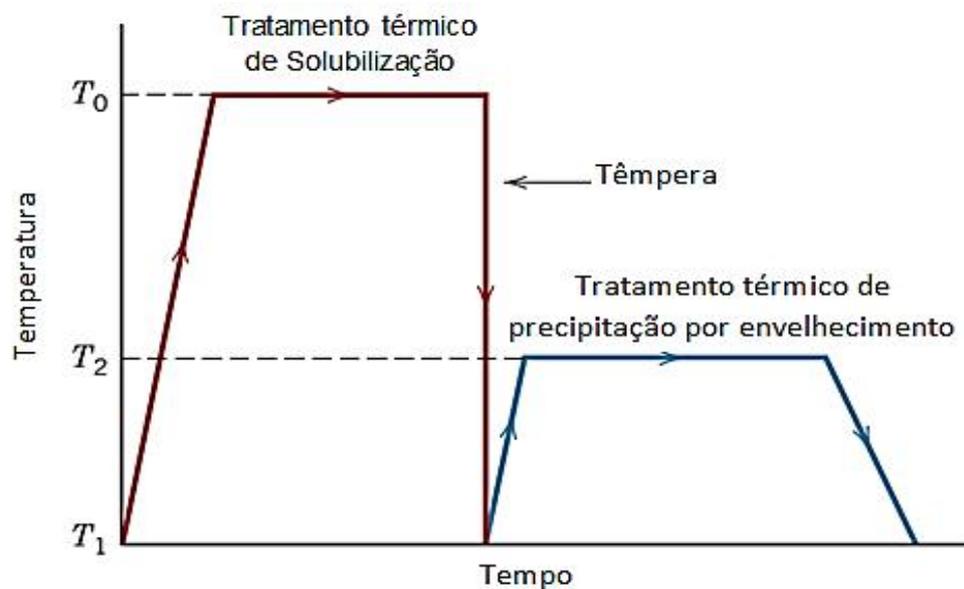


Figura 10 – Esquema geral de Temperatura x Tempo para tratamentos térmicos de Solubilização e Envelhecimento [46].

Ligas de Alumínio para a Metalurgia do Pó respondem aos tratamentos de envelhecimento. As designações de temperatura para peças de Alumínio para Metalurgia do Pó são um pouco diferentes das utilizadas para as ligas forjadas [52]. As seguintes designações são muitas vezes utilizadas para ligas de Alumínio convencionais:

T1: Como sinterizado;

T2: Conformada a frio (após sinterização);

T4: Tratamento térmico de solubilização, com no mínimo quatro dias à temperatura ambiente;

T6: Tratamento térmico de solubilização e envelhecida artificialmente.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Considerações iniciais

Nesta etapa do projeto são apresentados os materiais e métodos que foram trabalhados para analisar e validar o desenvolvimento do processo de Metalurgia do Pó para a liga AlSi10Cu3. Inicialmente é apresentada a metodologia para fabricação dos corpos de prova do estudo. Em seguida, os procedimentos utilizados para a realização do processo de Metalurgia do Pó convencional. A Figura 11 apresenta o diagrama de blocos das etapas realizadas ao longo do projeto:

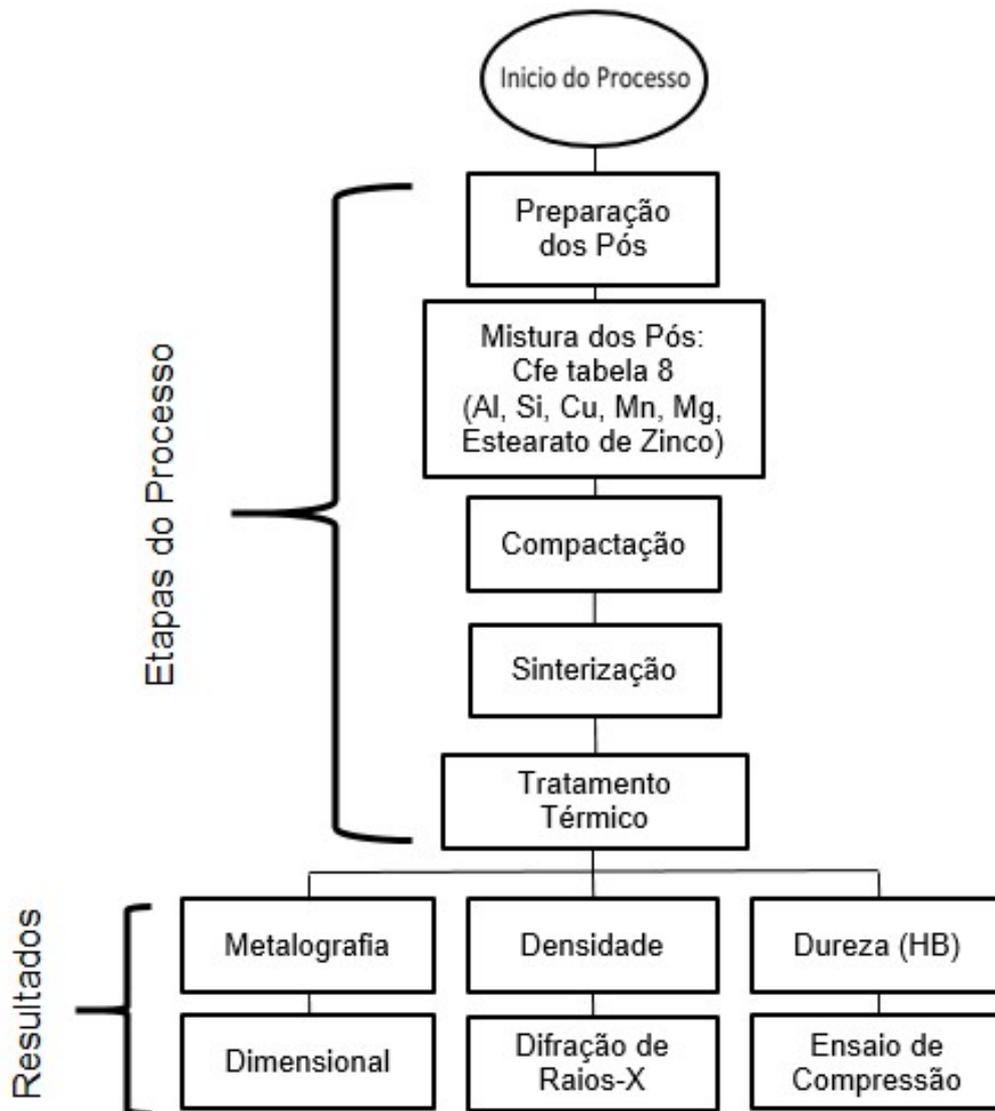


Figura 11 – Diagrama de blocos com as etapas realizadas ao longo do projeto.

3.2 Principais materiais - Pós elementares

As Tabelas de 3 a 7 apresentam as composições químicas de cada pó individualmente utilizado neste estudo. A liga para elaboração deste trabalho e para fabricação das amostras foi a AlSi10Cu3, composição química conforme Tabela 8. A fim de estudo e com o objetivo de aumentar a dureza superficial foram testadas outras composições químicas, que tem uma especificação mínima para dureza de 80HB.

O pó de Alumínio é fabricado pela empresa Alcoa e possui teor de pureza de 99,7%. A Tabela 3 apresenta os dados de análise química fornecido pelo fabricante do pó de Alumínio.

Tabela 3 - Composição química do Pó de Alumínio

% alumínio (Al)	% silício (Si)	% ferro (Fe)	% Outros Metais	Total (%)
99,7	0,05	0,21	0,04	100

Conforme apresenta a Tabela 3, o pó base de Alumínio possui um índice de pureza muito alto, contendo apenas 0,3% de outros elementos ditos residuais e impurezas. A Tabela 4 apresenta os dados de análise química do pó de Silício que foi fornecido pela empresa MinasLigas.

Tabela 4 - Composição química do Pó de Silício

% Silício (Si)	% Alumínio (Al)	% Ferro (Fe)	% Outros Metais	Total (%)
99	0,02	0,2	0,78	100

A Tabela 5 apresenta os dados da análise química do pó de Cobre que foi fornecido pela empresa BRUTT Indústria Metalúrgica Ltda. O elemento Cobre utilizado no trabalho possui um teor de pureza de 99,5% contendo apenas 0,5% de outros metais.

Tabela 5 - Composição química do Pó de Cobre

% Cobre (Cu)	% Ferro (Fe)	% Silício (Si)	% Outros Metais	Total (%)
99,5	-	-	0,5	100

A Tabela 6 apresenta os dados da análise química do pó de Manganês que foi fornecido pela empresa Alpha Aesar. O elemento Manganês utilizado no trabalho possui um teor de pureza de 99,2% contendo apenas 0,8% de outros metais.

Tabela 6 - Composição química do Pó de Manganês

% Manganês (Mn)	% Alumínio (Al)	% Silício (Si)	% Outros Metais	Total (%)
99,2	0,8	-	-	100

A Tabela 7 apresenta os dados da análise química do pó de Magnésio que foi fornecido pela empresa Rima Industrial S/A. O elemento Magnésio utilizado no trabalho possui um teor de pureza de 99,5% contendo apenas 0,5% de outros metais.

Tabela 7 - Composição química do Pó de Magnésio

% Magnésio (Mg)	% Ferro (Fe)	% Silício (Si)	% Outros Metais	Total (%)
99,5	-	-	0,5	100

3.3 Preparação das amostras

As amostras foram preparadas e misturadas conforme a norma DIN EN 1706. Após foram padronizadas para comparar com os resultados técnicos do processo de fundição. Ressalta-se que foram testados diferentes percentuais de composição química, a fim de obter a otimização de processo, onde os resultados são apresentados no capítulo seguinte.

3.3.1 Mistura (Preparação e homogeneização dos pós elementares)

Com a quantidade de 10 amostras foram realizadas as misturas dos pós elementares com o misturador tipo Y e rotação de 24 RPM, preparadas com o balanço de massa utilizando uma balança de precisão marca Bosch SAE 200, com capacidade de medição entre 0,01g a 210g e uma resolução de 0,0001g. As amostras foram cuidadosamente pesadas e controladas para garantir os resultados mais precisos. Nas misturas foram adicionados 1,5% de estearato de zinco no total da massa para reduzir o atrito entre o material e a ferramenta de compactação. Abaixo a Tabela 8 especifica a razão em peso dos elementos utilizados para a mistura da liga estudada.

Tabela 8 - Composição Química da liga AlSi10Cu3

% Alumínio (Al)	% Silício (Si)	% Cobre (Cu)	% Manganês (Mn)	% Magnésio (Mg)	Total (%)
87	10	2,5	0,25	0,25	100

3.4 Geometria e ferramental para compactação das amostras

Para a compactação das amostras foi utilizada uma matriz cilíndrica de aço AISI D6 temperado, conforme a Figura 12. A matriz foi projetada conforme as medidas dos corpos de prova, com medidas gerais de diâmetro externo (\varnothing) de 100 mm e 65 mm de altura (h), o material em pó foi compactado em uma ferramenta uniaxial com simples atuação, o processo de prensagem foi padronizado com todas as amostras a fim de garantir a menor variação dos resultados, para melhorar a compactação e extração foram adicionados 1,5% de lubrificante do tipo estearato de zinco. Conforme a curva de compressibilidade a pressão de compactação foi de 600 MPa. A realização da prensagem do pó se deu com a utilização de uma prensa de sistema hidráulico da marca EKA de capacidade máxima 40 Ton, modelo PHB-40, onde foram compactadas 10 amostras para cada composição química estudada, dimensões dos corpos de prova conforme Figura 13.

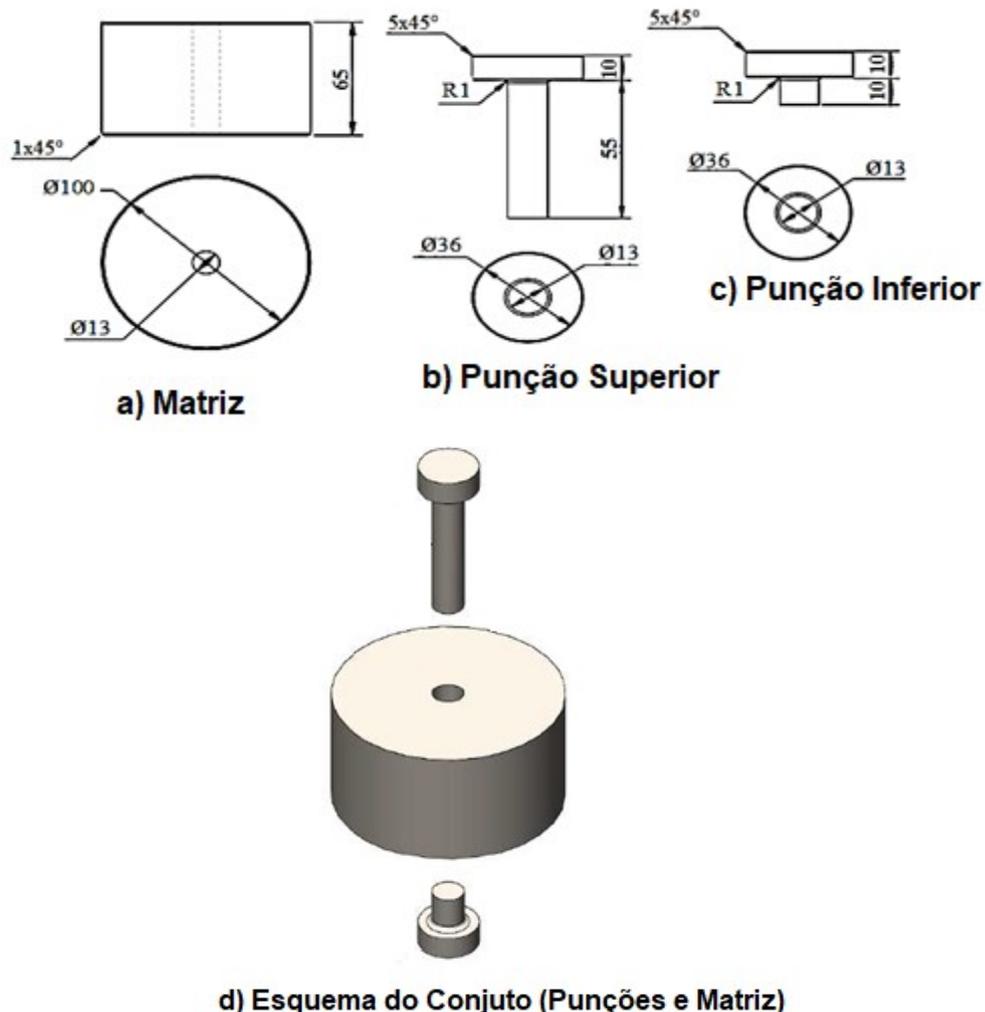


Figura 12 - Ferramental utilizado para o processo de compactação das amostras (CP):

a) Matriz; b) Punção Superior; c) Punção Inferior; d) Esquema do Conjunto.

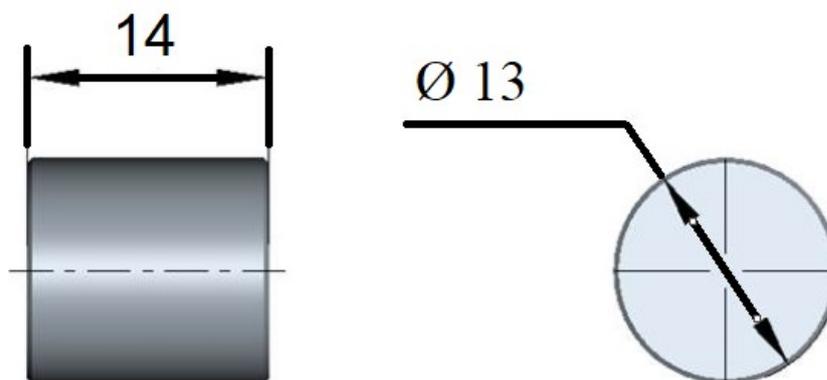


Figura 13 – Dimensional do corpo de prova.

3.4.1 Obtenção da curva de compressibilidade

Para obter-se um componente de densidade à verde mais próxima da densidade teórica da liga AlSi10Cu3 que é de 2,80 g/cm³, e com baixos percentuais de porosidade, é realizada a curva de compressibilidade do material. Inicialmente para construir a curva de compressibilidade determina-se a densidade a verde do compactado. Após determinar a densidade coloca-se uma quantidade definida de pó na matriz de compactação e aplica-se pressões entre 100 e 1000 MPa, obtendo os respectivos corpos de provas. Com os dados de massa, volume e pressão de compactação obtém-se a curva de compressibilidade desta mistura de pós elementares.

3.5 Processo de sinterização das amostras

O processo de sinterização tem como objetivo promover a resistência mecânica do material. A sinterização utilizada neste projeto foi no estado sólido, realizada em forno do tipo mufla horizontal da marca Sanchis com capacidade até 1200 °C. Ao longo do processo de sinterização, dentro do forno, o ambiente onde se encontravam as peças teve a atmosfera controlada com gás argônio.

As amostras entraram no forno em temperatura ambiente e a sinterização iniciou com uma temperatura de 120 °C em 20 minutos para a retirada do lubrificante que foi utilizado para a compactação, o estearato de zinco tem ponto de fusão entre 120-130 °C, o estearato de zinco não tem ponto de ebulição, o mesmo de decompõe com a temperatura final da sinterização, analisando as imagens metalográficas não se visualiza o lubrificante. Após com

uma taxa de $13,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$, atingindo a temperatura alvo de $550\text{ }^{\circ}\text{C}$, o processo foi estabilizado nesta temperatura durante 40 minutos a fim de garantir a homogeneidade do processo. Após este período iniciou o resfriamento da amostra dentro do forno, com uma taxa de resfriamento de $14,0\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$. A Figura 14 apresenta a curva do processo de sinterização com o tempo e temperatura utilizada. Os parâmetros e condições aplicadas na sinterização deste trabalho foram de acordo com Cardoso [53], as referências [19,20] tipicamente recomendam tempo e temperaturas inferiores as utilizadas neste estudo. Foi optado em utilizar como referência estudos mais recentes com o pó de Alumínio desenvolvidos no LdTM.

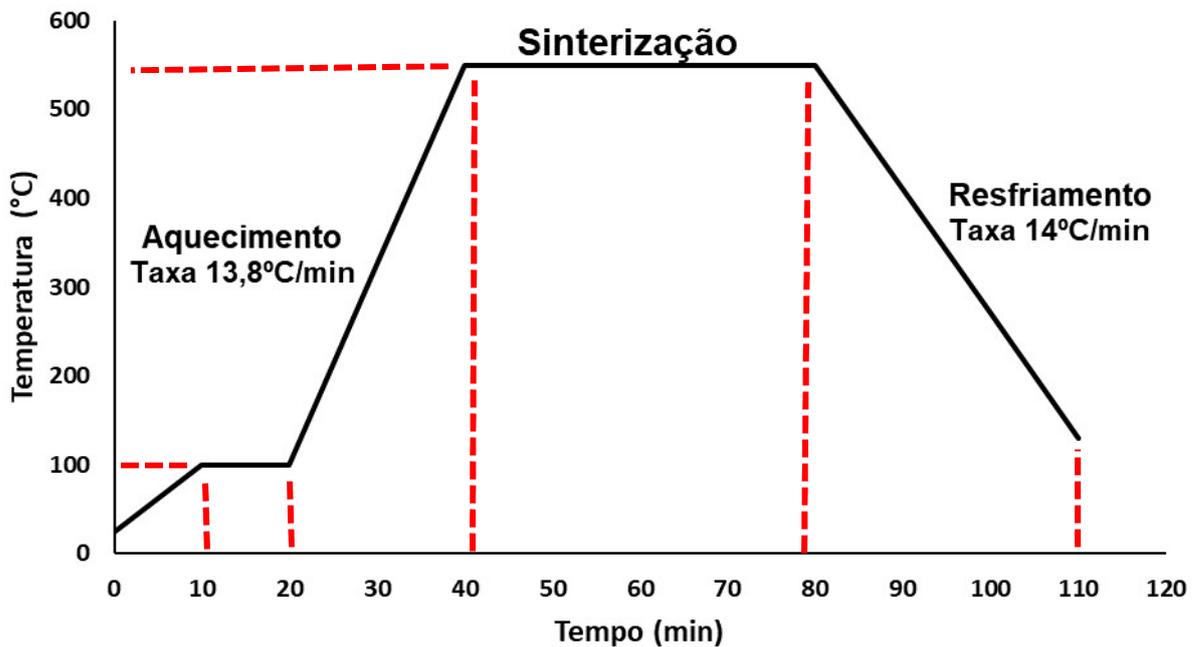


Figura 14 - Curva do processo de sinterização.

3.6 Tratamento térmico T6

Logo após as medições de dureza, os corpos de provas foram submetidos ao processo de tratamento térmico T6, utilizando um forno tipo poço, do fabricante Grefortec. Os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial foram parametrizados a temperaturas de $480\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $220\text{ }^{\circ}\text{C}$ com duração de cinco (5) horas e cinco (5) horas, respectivamente, denominado tratamento térmico A. O tempo do tratamento de solubilização foi contado a partir do instante em que o forno alcançou a temperatura de $480\text{ }^{\circ}\text{C}$. Em seguida foi realizado a medição de dureza superficial das amostras.

3.7 Testes com elementos de liga e parâmetros do tratamento térmico

Com o objetivo de aumentar a dureza superficial alterou-se os elementos de liga (Tabela 9), onde testou-se percentuais de elementos de liga diferentes da AlSi10Cu3, amostra elaboradas conforme Ibrahim *et al.* [54] (Teste A), também foi alterado o elemento Silício de 10% para 0% (Amostra B) e outro teste alterando o Cobre de 2,5% para 5% (Amostra C).

Os estudos para aumento da dureza com tratamento térmico foram com parâmetros de acordo com Ibrahim *et al.* [54], ou seja, solubilização na temperatura de 550 °C por 1 hora e envelhecimento a 160 °C por 18 horas, denominado tratamento térmico B.

3.8 Caracterização das amostras

Logo após a produção das amostras se faz necessário a caracterização das amostras, que neste capítulo será explicado os procedimentos e técnicas utilizados neste trabalho para a análise de densidade, dureza Brinell, análise dimensional, microscopia óptica, difração de raios-X, ensaio de compressão e microscopia eletrônica de varredura.

3.8.1 Densidade das amostras

O processo de análise da densidade aparente foi realizado inicialmente com a pesagem, sendo feita antes e após a sinterização. Para realizar a técnica de pesagem foi utilizado a balança digital de precisão da marca Ohaus, com carga máxima de uso de 4100 g e resolução de 0,01 g. O primeiro passo foi pesar as amostras a verde antes da sinterização e calculando a densidade através das medições realizadas. Logo após a sinterização o volume foi medido com o método de Arquimedes, que incide em submergir a amostra em um tanque com água disposto sobre uma balança, por meio deste método é possível correlacionar o volume de água deslocado pela amostra imergida. Desta forma a densidade das peças sinterizadas são calculadas em relação ao volume obtido e a massa das peças.

3.8.2 Análise de dureza Brinell (HB)

Para realizar os ensaios de dureza Brinell, utilizou-se o equipamento universal de medição de dureza, automático e digital modelo WOLPERT UH930, com carga de 62,5 Kgf e

esfera de diâmetro de 2,5 mm. Os corpos de provas, posteriormente a sinterização, obtiveram os seguintes preparos: embutimento, lixamento e polimento e em cada corpo de prova, foram realizados três medições aleatórias. Os resultados obtidos foram fornecidos pelo próprio equipamento de medição, onde foram apresentados a média dos valores atingidos.

3.8.3 Análise da variação dimensional

Ao realizar as medição dos valores dimensionais foi utilizado um micrômetro externo digital, da marca Mitutoyo com capacidade de medição de 0 a 25 mm e resolução de 0,001 mm. Foram realizadas medições lineares de diâmetro e altura dos corpos de provas cilíndricos, as medidas do projeto têm um diâmetro de 13 mm e a altura de 14 mm. Realizou-se três medições, com cada corpo de prova e feito a média aritmética destas medições.

3.8.4 Análise da Metalografia

Para fazer a análise da metalografia, empregou-se a técnica de microscopia óptica nas amostras, os corpos de provas foram preparados para o processo de lixamento, utilizando uma politriz metalográfica, fazendo o uso de lixas de papel com abrasivo tipo SiC com granulometrias de número #120, #280, #320, #400, #600 e #1200, com as amostras perpendiculares a lixa. O polimento foi feito com pano de feltro e abrasivo de Óxido de Alumínio de 0,3 μm , deixando as faces das amostras polidas. As amostras foram analisadas em duas frentes, a primeira sem ataque químico, com as amostras somente polidas e a segunda com ataque químico, visando realçar as microestruturas presentes nos materiais testados.

As amostras foram submetidas a ataque químico com ácido fluorídrico 0,5% e 99,5% H_2O destilada durante 10 segundos, na sequência foi feita a limpeza com água corrente e também com álcool 99% e secas em soprador térmico. Na etapa seguinte, as imagens foram analisadas no microscópico eletrônico da marca OLIMPUS GX51 no centro de microscopia da UFRGS.

3.8.5 Análise de difração de raios-x

Para a identificação das fases nos corpos de provas sinterizados nesta pesquisa, fez-se uso do equipamento difratômetro da marca SIEMENS - modelo TIPO D500, empregando um tubo de raios-x fonte de Cu ($\lambda=1.542 \text{ \AA}$), com o processo de espectro por contagem e tensão de operação de 40 kV, ângulos de 20° a 130° , com incremento de 1° , tempo de escaneamento de 0.8 s. Com o auxílio do software X'Pert da Philips os corpos de provas foram analisados, obtendo os resultados no ensaio de difratometria.

3.8.6 Análise do ensaio de compressão

As amostras sinterizadas foram submetidas ao ensaio de compressão, para avaliar a curva de escoamento ou determinar o limite entre a região elástica e a região plástica. Com objetivo de avaliar a carga máxima que o material pode suportar, antes que comece a se deformar ou chegar à ruptura. O equipamento utilizado foi a máquina universal de Ensaios Kratos, modelo série KE, com célula de carga de 60.000 Kgf, no ensaio os corpos de provas foram preparados com o diâmetro de 13 mm por 14 mm de altura.

3.8.7 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Para a caracterização dos pós, nesta pesquisa, utilizou-se a técnica que emprega a microscopia eletrônica de varredura (MEV). Sendo este um dos mais versáteis instrumentos disponíveis, para a avaliação e análise das características micro estruturais de elementos sólidos. Necessitando obter as imagens, empregou-se um microscópio de varredura do fabricante Zeiss EVO MA10, com detector de elétrons secundários (SE).

4 ANÁLISE EXPERIMENTAL

No decorrer deste capítulo, será abordado as análises técnicas, as observações e resultados obtidos através dos ensaios realizados.

4.1 Caracterização dos pós

Esta pesquisa teve como base a utilização de pós elementares como o Alumínio (Al), o Silício (Si), o Cobre (Cu), o Manganês (Mn) e o Magnésio (Mg). Para a preparação da liga, que é o objeto de estudo deste trabalho, o Alumínio foi o elemento químico base, na produção das amostras. Conforme as Figuras 15, 16, 17 foi possível analisar visualmente as formas geométricas e medir o tamanho de cada um destes elementos químicos.

Na Figura 15 observa-se a micrografia do pó de Alumínio (Al), que foi realizada por um equipamento de microscopia eletrônica de varredura (MEV). O resultado demonstra que o Alumínio, possuem uma forma morfológica granular e irregular, com tamanho de 10 μm até 80 μm .

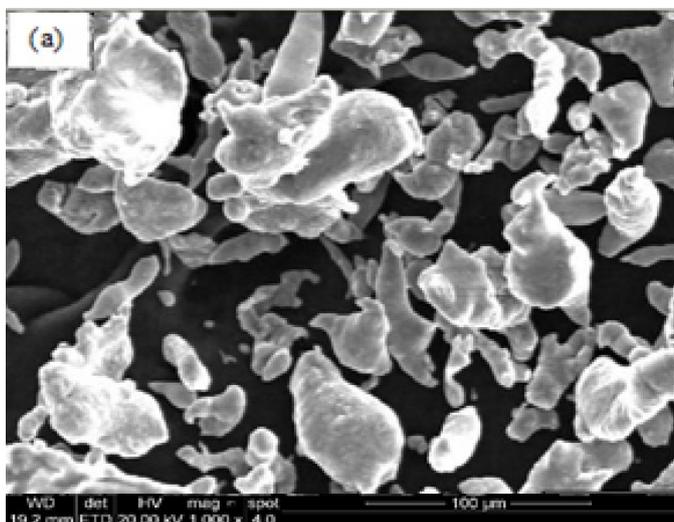


Figura 15 - Morfologia do pó (a) Alumínio

Na Figura 16(a) observa-se a micrografia do pó de Silício, que também tiveram suas imagens obtidas por equipamento de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Nota-se, que para o Silício, as partículas possuem formatos morfológicos do tipo poligonal e em sua maioria irregular, variando nos tamanhos de 10 μm até 50 μm . Já na Figura 16(b) o pó de

Cobre demonstrou que as suas partículas possuem formatos morfológicos muito irregulares, do tipo granular e poroso, variando a medida entre de 20 μm até 50 μm .

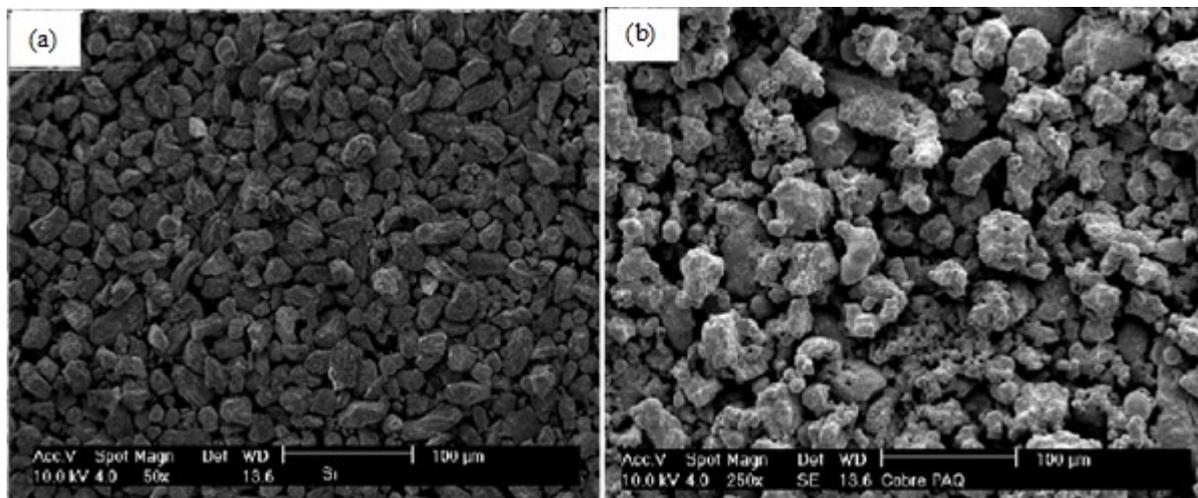


Figura 16 - Morfologia do pó (a) Silício; (b) Cobre

Na Figura 17(a) observa-se a micrografia do pó de Manganês, igualmente obtida pelo equipamento de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Na imagem observa-se que as partículas de Manganês possuem formatos morfológicos do tipo granular e poligonal, variando nos tamanhos de 10 μm até 50 μm . Em seguida a Figura 17(b) representa o pó de Magnésio com partículas que possuem morfologia acicular e dendrítica, com dimensões de 50 μm até 120 μm .

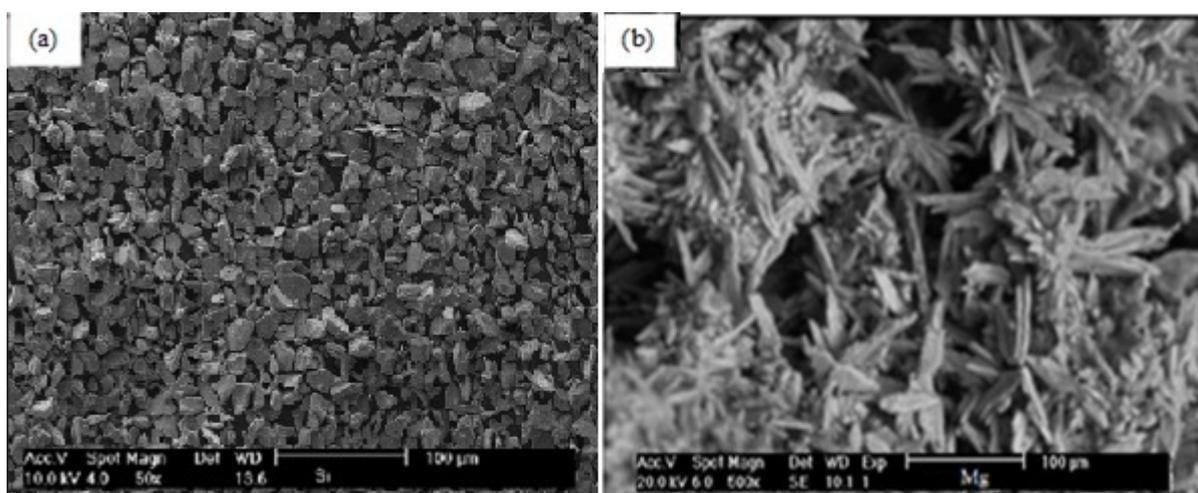


Figura 17 - Morfologia do pó (a) Manganês; (b) Magnésio

4.2 Curva de compressibilidade dos corpos de prova

Conforme ensaio para determinar a curva de compressibilidade, a faixa de pressão determinada para este material (AlSi10Cu3) foi de 600 MPa, para obtenção dos corpos de prova (peças à verde), gráfico de acordo com Figura 18.

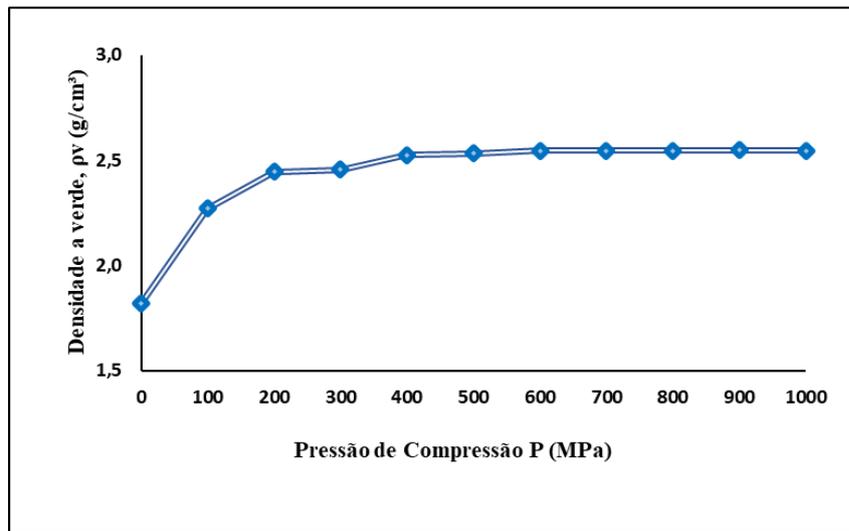


Figura 18 - Curva de compressibilidade da mistura AlSi10Cu3.

4.3 Densidade dos corpos de prova

As análises de densidade deste trabalho apresentam os valores obtidos por amostras a verde e sinterizadas. Na Figura 19 podem-se visualizar as curvas de densidades (ρ) dos corpos de prova à verde e sinterizado da liga de AlSi10Cu3.

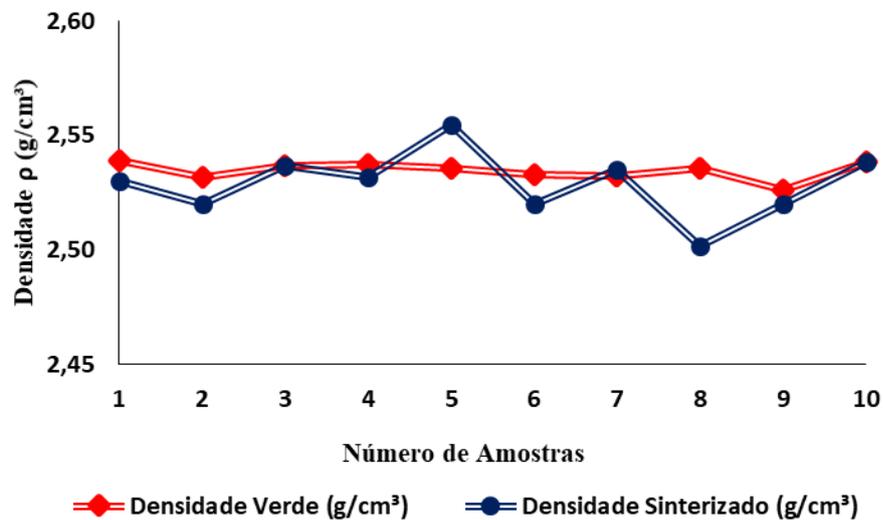


Figura 19 – Dados da densidade a verde e sinterizada das amostras.

Pela Figura 19 percebe-se que após sinterização a densidade não teve diferença estatisticamente significativa em relação as amostras a verde (somente compactadas). Este resultado pode ser esperado já que para metais dúcteis, que é o caso do alumínio, a compactação é a principal etapa de densificação. A média da densidade a verde ficou em $2,53 \text{ g/cm}^3 \pm 0,01$, enquanto a média da amostra sinterizado de $2,52 \text{ g/cm}^3 \pm 0,03$, tendo a densidade do compactado em 90,52% da densidade teórica e após sinterização de 90,32%.

4.3.1 Análise da influência dos elementos químicos na liga AlSi10Cu3

Conforme Tabela 9 foram realizados testes com diferentes composições químicas com a liga de Alumínio para verificar a interferência na densidade do material e principalmente para se obter maiores resultados de dureza superficial, as ligas foram nomeadas como testes (A, B, C).

Tabela 9 - Diferentes composições químicas testada no trabalho

	% Alumínio (Al)	% Silício (Si)	% Cobre (Cu)	% Manganês (Mn)	% Magnésio (Mg)
AlSi10Cu3	87	10	2,5	0,25	0,25
A	97,87	0,5	0,32	0	1,31
B	97	0	2,5	0,25	0,25
C	84,5	10	5	0,25	0,25

Analisando a Figura 20 pode-se avaliar a influência de cada elemento químico na densidade dos corpos de prova sinterizados.

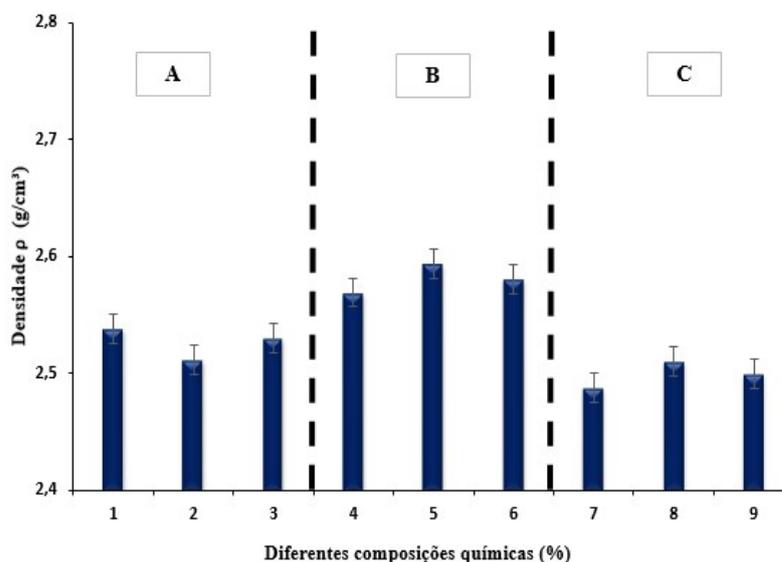


Figura 20 - Influência na densidade das diferentes ligas estudadas.

Os elementos químicos foram alterados conforme a Tabela 9, a fim de avaliar a influência de cada elemento químico. Os corpos de prova foram produzidos com pressões de 600 MPa. No teste A de acordo com Ibrahim *et al.* [54] foi encontrado o valor de $2,62 \text{ g/cm}^3 \pm 0,01$ na densidade da amostra a verde, já com o processo de sinterização atingiu $2,53 \text{ g/cm}^3 \pm 0,02$. Logo, no teste B, obteve-se o melhor resultado, retirando o Silício da liga, atingindo $2,69 \text{ g/cm}^3 \pm 0,01$ e com o processo de sinterização foi obtido $2,58 \text{ g/cm}^3 \pm 0,01$. O teste C foi realizado com o dobro do percentual de Cobre, gerando um resultado de $2,58 \text{ g/cm}^3 \pm 0,01$ que após a sinterização chegou em $2,50 \text{ g/cm}^3 \pm 0,01$.

4.4 Análise metalográfica das amostras de AlSi10Cu3

As imagens metalográficas apresentadas são do processo de sinterização convencional com atmosfera controlada de argônio da liga AlSi10Cu3, sendo apresentadas imagens com ataque, utilizando ácido Fluorídrico 0,5% e sem ataque químico, conforme a Figura 21.

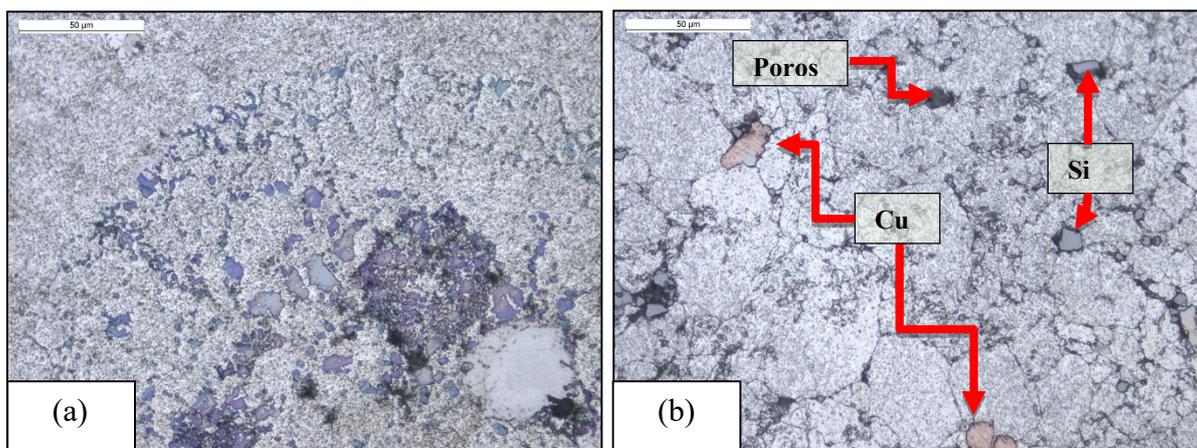


Figura 21 - Metalografia das amostras sinterizadas (a) sem ataque (b) com ataque (ácido Fluorídrico 0,5%).

A Figura 21 (b) com o ataque químico apresenta a metalografia da liga AlSi10Cu3 onde é possível observar a distribuição homogênea do Silício com diferentes morfologias, observa-se que não houve a total difusão, pode-se observar também que nas regiões que apresentam o Silício há uma maior concentração de porosidade. Já com o Cobre observa-se menor grau de porosidade em seu contorno.

4.5 Análise da dureza superficial das amostras de AlSi10Cu3

Os gráficos das Figuras 22, 23, 24 e 25, apresentam os valores médios das durezas obtidas para as amostras sinterizadas. O método utilizado foi o da medição de Dureza Brinell. Foram testadas diferentes composições químicas de liga (A, B, C) e diferentes parâmetros de tratamento térmico (A, B), a fim de se obter maiores valores de dureza superficial. O valor de dureza a ser atingindo é de no mínimo 80 HB.

A Figura 22 apresenta a dureza com diferentes pressões de compactação, o trabalho foi desenvolvido com 600 MPa de pressão de compactação, mas com o intuito de aumentar a dureza superficial foi testado com 800 MPa. Com 600 MPa o valor médio de dureza ficou em 49 HB, já com 800 MPa apresentou um valor médio de 52 HB, um aumento de 6%.

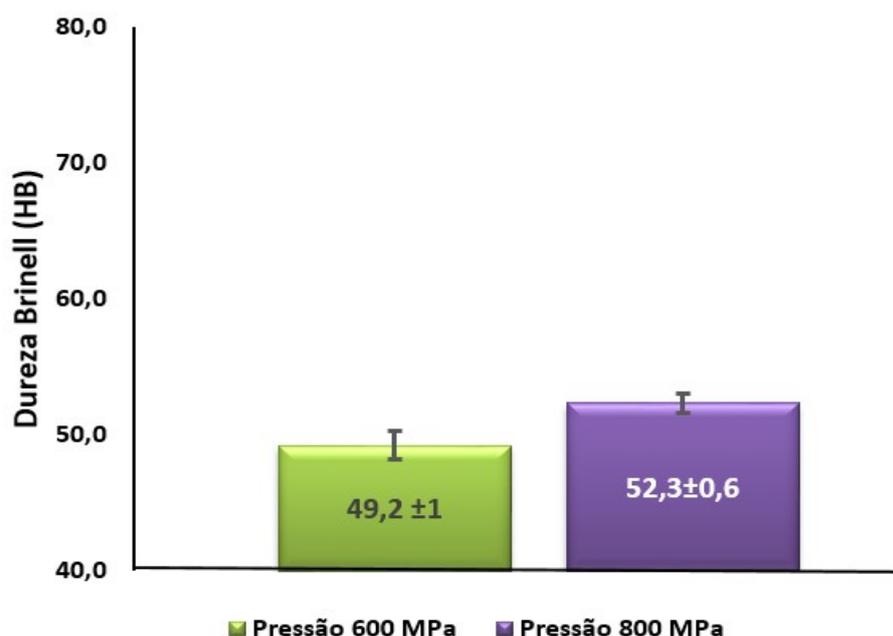


Figura 22 - Comparação da dureza do sinterizado com diferentes pressões de compactação com a liga AlSi10Cu3.

Na Figura 23 apresenta a dureza com diferentes parâmetros de tratamento térmico e sem tratamento térmico, utilizando pressão de compactação de 600 MPa. Os valores médios de dureza sem tratamento térmico foi de 49 HB. Já com o tratamento térmico com parâmetros utilizados na produção de peças por fundição os valores médios de dureza estão em 68 HB, sendo um aumento significativo na ordem de 38%. Como não se atingiu o valor mínimo de 80 HB testou-se novos parâmetros conforme Ibrahim *et al.* [54], obtendo valores médios de dureza da ordem de 65 HB.

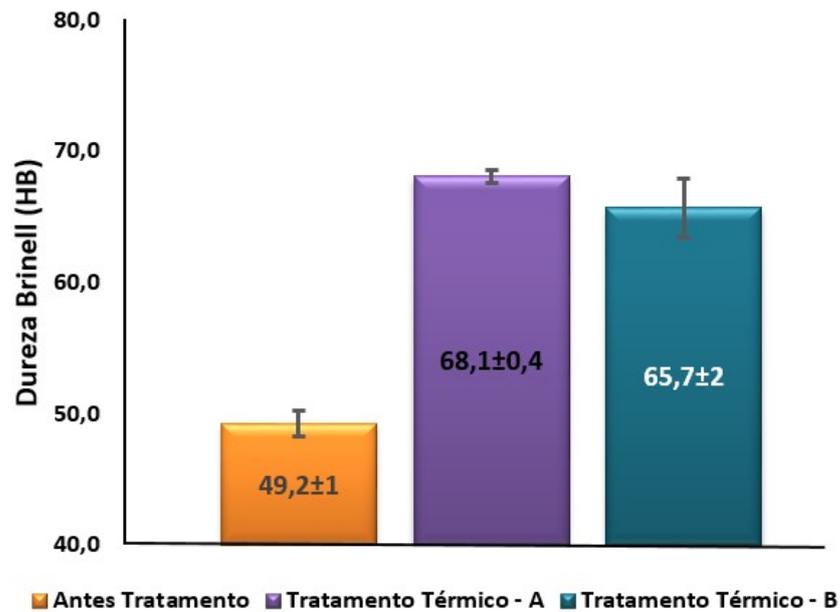


Figura 23 - Comparação da dureza do sinterizado com diferentes parâmetros de tratamento térmico para a liga AlSi10Cu3.

A Figura 24 apresenta a dureza com diferentes composições químicas, a fim de aumentar a dureza. O primeiro valor médio (Teste A) foi com 41 HB utilizando a composição química e tratamento térmico de acordo com Ibrahim *et al.* [54], tendo um valor apresentado bem abaixo do esperado. Foi testado também com uma composição retirando o Silício da composição (Teste B), o valor encontrado foi de 55 HB. Também foi testado com o dobro de Cobre na sua composição (Teste C), ou seja, 5%, apresentando um valor de dureza de 70 HB, ainda abaixo da especificação.

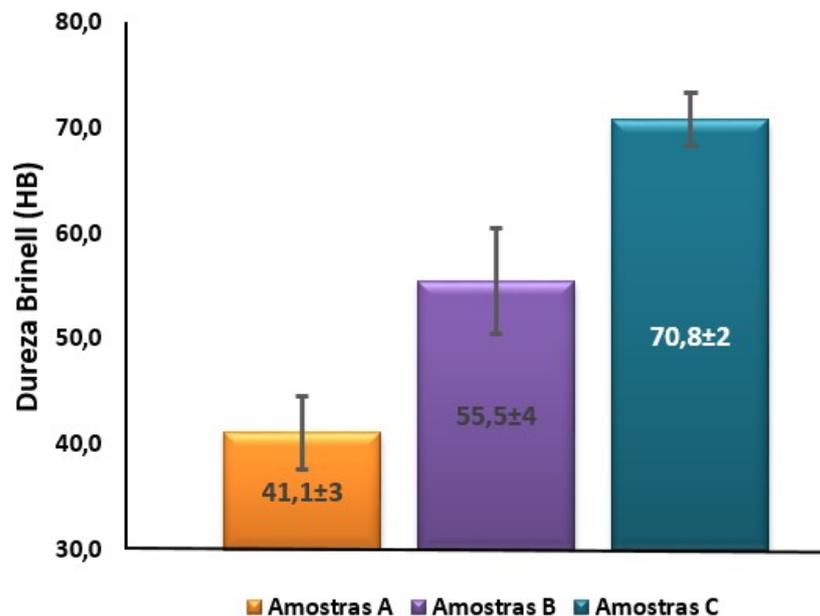


Figura 24 - Comparação da dureza do sinterizado com diferentes composições químicas.

A Tabela 10 e a Figura 25 apresentam a dureza das amostras com e sem tratamento térmico T6 da liga AlSi10Cu3 a qual é o foco desta pesquisa. Os valores médios de dureza sem tratamento térmico ficaram com 51 HB, no entanto, após aplicado o tratamento térmico T6 com parâmetros de solubilização de 480 °C por 5 horas e o envelhecimento de 220 °C também por 5 horas, a dureza elevou-se para uma média de 74 HB, obtendo um aumento de 45%.

Tabela 10 - Comparação da dureza do sinterizado convencional sem e com Tratamento Térmico.

Amostra	Medição de Dureza Brinell (HB)								
	Antes do Tratamento Térmico				Depois do Tratamento Térmico				
	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Média	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Média	
1,0	49,1	49,0	49,2	49,1	72,5	74,2	74,1	73,6	
2,0	52,4	52,7	52,5	52,5	72,7	73,0	73,0	72,9	
3,0	54,1	55,6	54,7	54,8	75,4	76,5	76,7	76,2	
4,0	54,6	53,3	54,0	54,0	76,9	75,0	76,8	76,2	
5,0	54,6	54,0	54,3	54,3	77,0	75,4	76,9	76,4	
6,0	52,5	51,9	52,0	52,1	74,5	76,3	74,2	75,0	
7,0	53,0	57,0	55,6	55,2	77,8	74,1	77,3	76,4	
8,0	49,2	48,9	48,9	49,0	75,2	72,5	74,3	74,0	
9,0	47,4	47,1	47,4	47,3	73,2	72,5	74,0	73,2	
10,0	46,3	47,3	47,5	47,0	74,5	73,5	74,3	74,1	
Média das Médias ---->				51,5	Média das Médias ---->				74,8

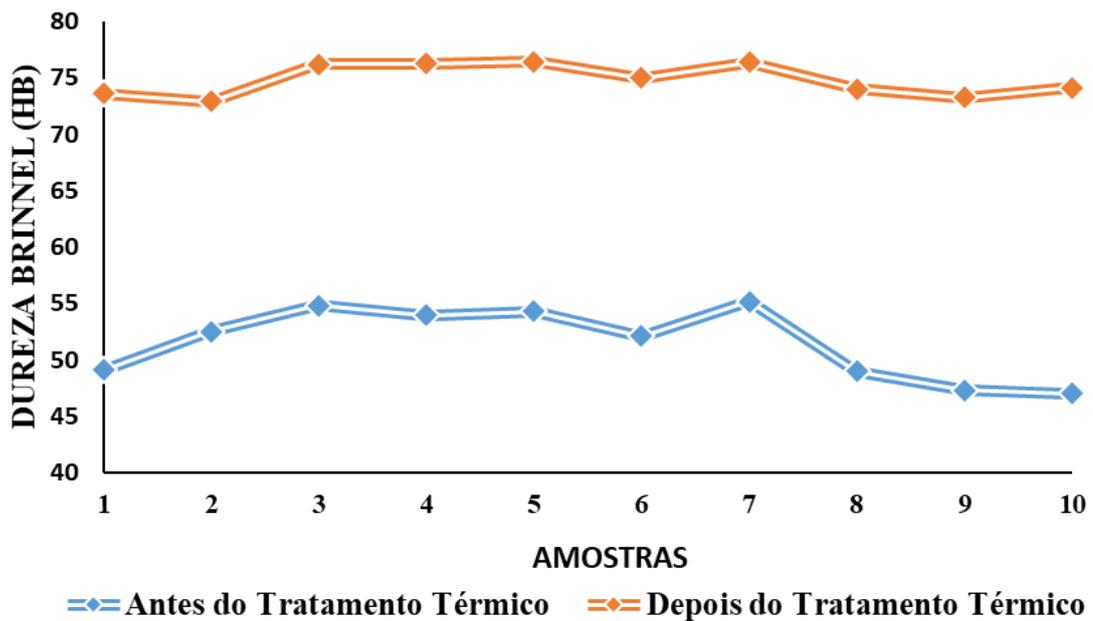


Figura 25 - Comparação da dureza do sinterizado convencional sem e com Tratamento Térmico compactação com a liga AlSi10Cu3.

4.6 Análise difração de raios-X das amostras de AlSi10Cu3

A Figura 26 apresenta o difratograma gerado pela análise DRX da amostra sinterizada pelo processo convencional da liga AlSi10Cu3.

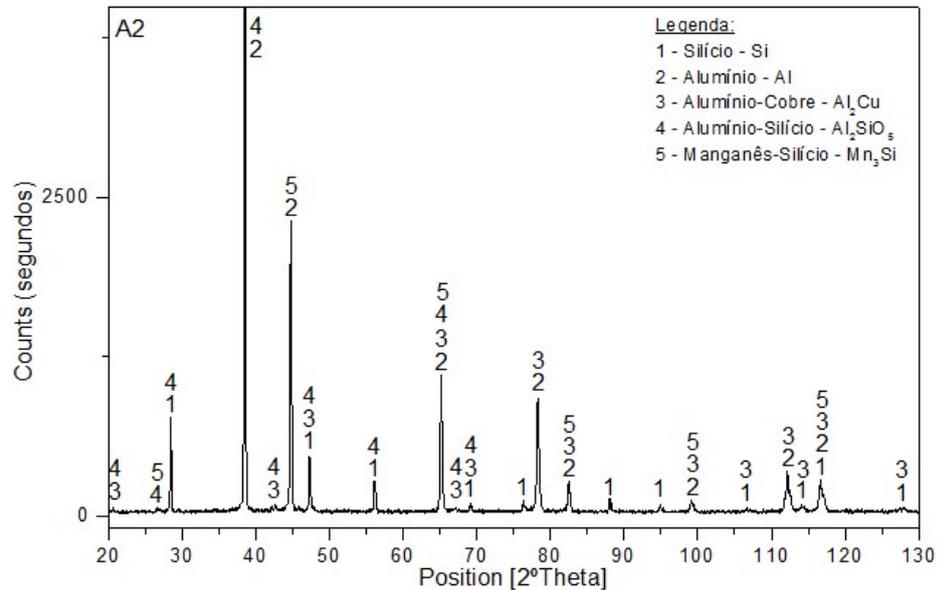


Figura 26 - Difratograma obtido da liga AlSi10Cu3.

Analisando o gráfico é possível identificar elevações de composições de diversas fases. Foram identificadas ao total 5 fases, encontrando em várias regiões picos de Alumínio-Silício.

Na Figura 27 apresenta-se o gráfico DRX, obtido para o processo de sinterização convencional com argônio e após realizado um tratamento térmico T6.

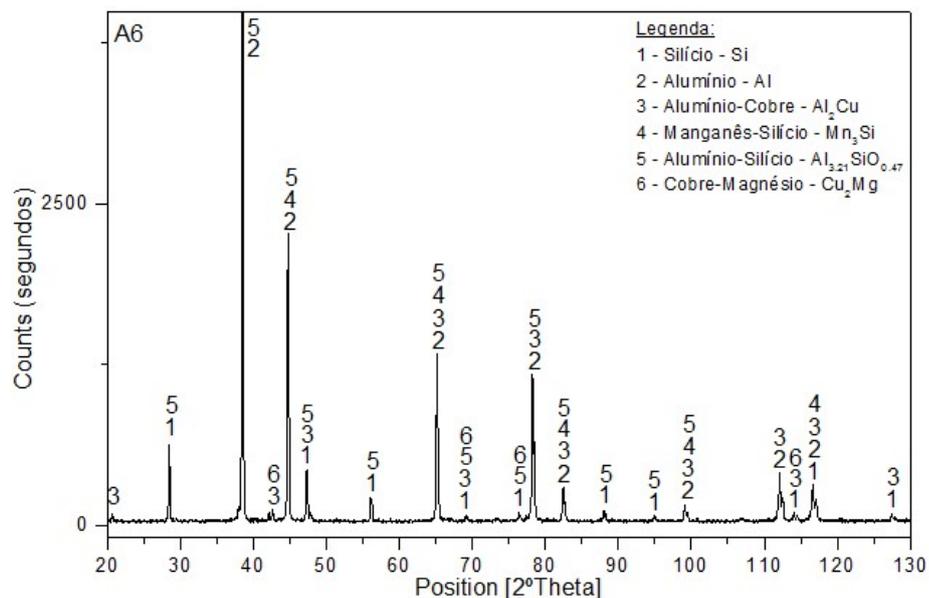


Figura 27 - DRX sinterização convencional com argônio e tratamento térmico.

O difratograma da Figura 27 com o tratamento térmico T6 não apresenta grandes diferenças em relação a amostras sem tratamento, mas pode-se observar uma nova fase de Cobre-Magnésio, representado pela legenda 6.

4.7 Análise da variação dimensional das amostras de AlSi10Cu3

A Figura 28 apresenta os valores médios da variação dimensional das amostras sinterizadas pelo processo convencional. A média da variação dimensional foi de $133,91 \text{ mm}^2$ a verde, ou seja, antes da sinterização. E com uma média de $134,16 \text{ mm}^2$ após sinterizado, tendo uma expansão em área de 0,20% na área dos corpos de provas. Importante ter apresentando este valor baixo de variação dimensional devido a necessidade de os componentes sofrerem algum tipo de trabalho após a sinterização.

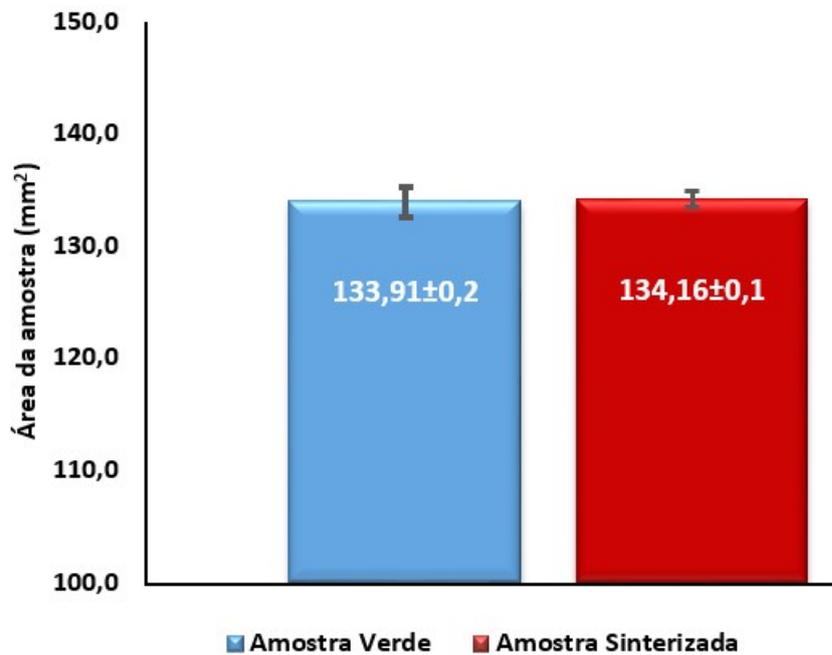


Figura 28 - Média da variação dimensional da área das amostras antes e após Sinterização.

4.8 Análise do ensaio de compressão das amostras de AlSi10Cu3

O ensaio de compressão foi realizado com corpos de provas de diâmetro de 13 mm e altura de 14 mm, que foi obtido pelo processo de sinterização convencional. A Tabela 11 apresenta os dados e resultados de compressão.

Tabela 11 – Dados do ensaio de Compressão das amostras sem tratamento térmico.

Altura Final h (mm)	Área Instantânea A (mm ²)	Δh (mm)	ϵ (%)	F (N)	σ (MPa)
14,64	134,05	0,01	0,07	39,24	0,29
14,36	136,67	0,29	1,98	1334,16	9,96
14,06	139,58	0,59	4,03	3492,36	26,07
13,77	142,52	0,88	6,01	7102,44	53,02
13,48	145,59	1,17	7,99	8466,03	63,20
13,18	148,90	1,47	10,03	9790,38	73,08
12,90	152,13	1,75	11,95	10614,42	79,24
12,60	155,76	2,05	13,99	11193,21	83,56
12,31	159,42	2,34	15,97	11261,88	84,07
12,16	161,39	2,49	17,00	6307,83	47,09

Na Figura 29 pode-se analisar o resultado do ensaio de compressão do material, a amostra com sinterização obteve uma tensão de escoamento (σ_e) de 65,6 MPa, e após esta tensão o material entrou na fase de deformação plástica, até atingir uma tensão máxima de 85,2 MPa.

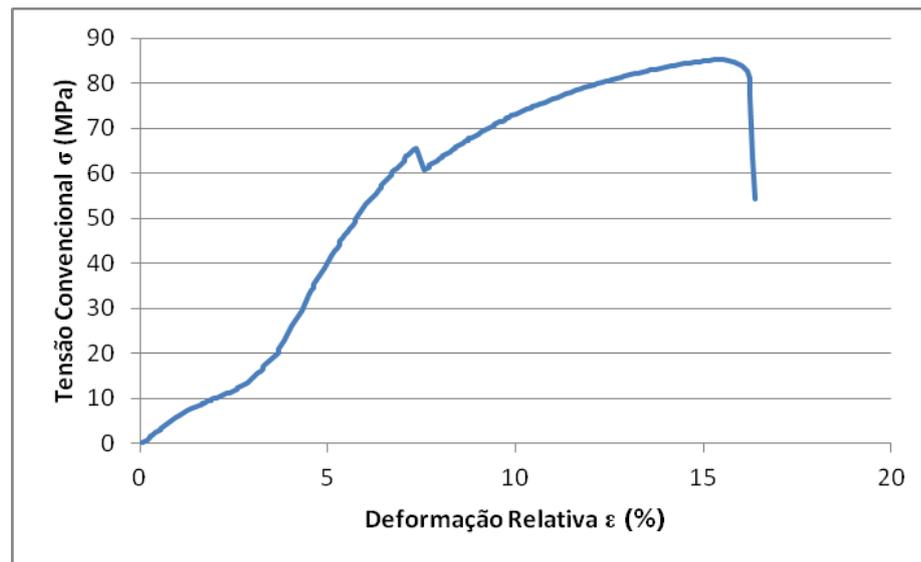


Figura 29 - Gráfico de compressão da amostra sinterizada.

Tabela 12 – Dados do ensaio de Compressão das amostras com Tratamento Térmico.

Altura Final h (mm)	Área Instantânea A (mm ²)	Δh (mm)	ϵ (%)	F (N)	σ (MPa)
14,59	134,26	0,01	0,07	78,48	0,58
14,31	136,88	0,29	1,99	1520,55	11,33
14,02	139,72	0,58	3,97	3845,52	28,66
13,72	142,77	0,88	6,03	8554,32	63,76
13,43	145,85	1,17	8,01	12321,36	91,84
13,14	149,07	1,46	10,00	14528,61	108,29
12,84	152,56	1,76	12,05	15813,72	117,87
12,55	156,08	2,05	14,04	16569,09	123,50
12,27	159,64	2,33	15,96	16559,28	123,42
12,12	161,62	2,48	16,99	12272,31	91,47

A Tabela 12 apresenta os dados e resultados de compressão. Já com a Figura 30 pode-se analisar o gráfico do ensaio de compressão do material, que foi obtido pelo processo de sinterização convencional e com o tratamento térmico T6. A amostra obteve uma tensão de escoamento (σ_e) de 65,4 MPa, e após esta tensão o material entrou na fase de deformação plástica, até atingir uma tensão máxima de 124,6 MPa.

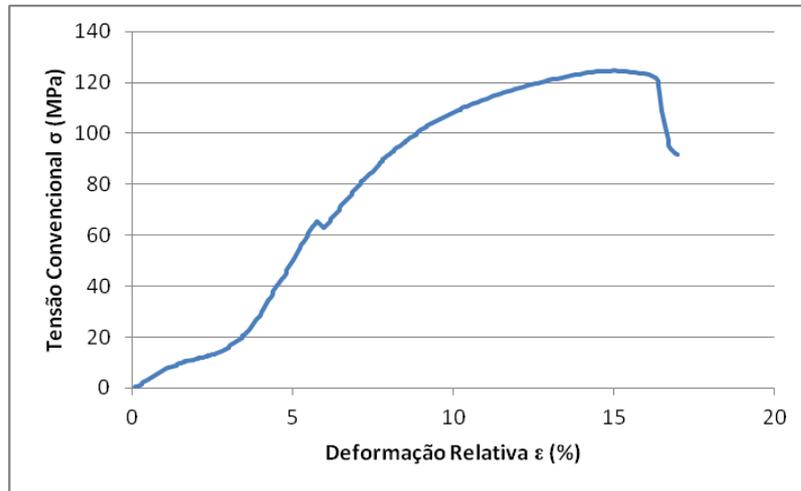


Figura 30 - Gráfico de compressão da amostra sinterizada com tratamento térmico T6 (A).

Na Figura 31 pode-se analisar o gráfico do ensaio de compressão da liga de AlSi10Cu3 sinterizado sem tratamento térmico e com tratamento térmico T6, pode-se analisar que a tensão de escoamento das duas curvas tiveram resultados similares na faixa de 65 MPa, já a tensão máxima teve uma elevação de 47% com o tratamento térmico inserido, passou de 85 MPa para 125 MPa. A fase inicial da curva de compressão teve como principal função o fechamento dos poros existentes nos corpos de provas.

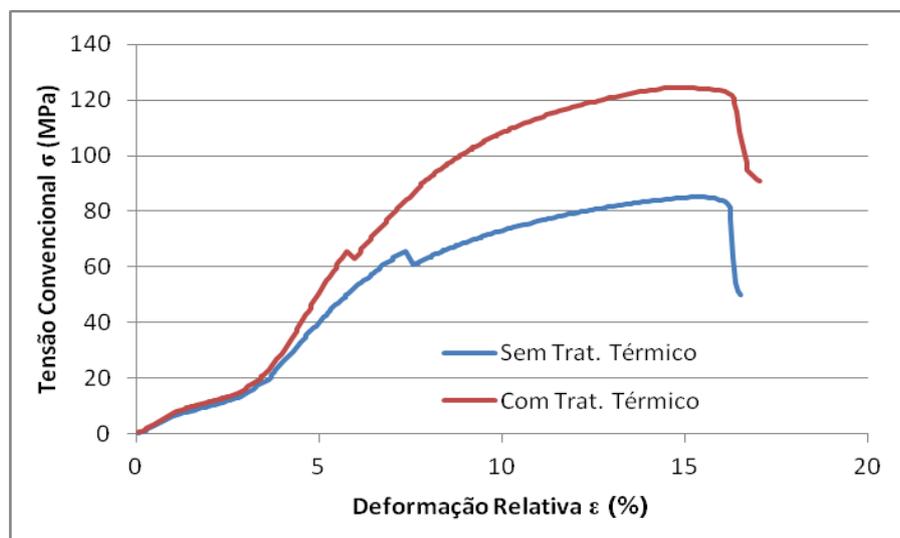


Figura 31 - Gráfico de compressão da amostra sinterizada sem tratamento térmico e com tratamento térmico.

5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1 Densidade no processo de sinterização

Interpretando o gráfico da Figura 19 percebe-se que após a sinterização a densidade não teve diferença estatisticamente significativa em relação as amostras a verde (somente compactadas). Este resultado pode ser esperado já que para metais dúcteis, que é o caso do alumínio, a compactação é a principal etapa de densificação. Conforme LASLKA *at al.* [55] a taxa de densidade (teórica x real) das amostras a verde e sinterizadas do estudo ficaram com 87%, valores similares encontradas neste estudo, que chegaram em 90%.

5.1.1 Análise da influência dos elementos químicos no composto

Analisando a Figura 20 pode-se avaliar a influência de cada elemento químico, (conforme Tabela 9) na densidade do composto. O maior valor encontrado após sinterização, foi com o teste da liga sem Silício, obtendo uma densidade de 94%. Atribua-se este melhor resultado encontrado, devido a densidade do Silício ser menor, sendo a sua densidade teórica de 2,33 g/cm³. Segundo NARISIMHAN [29] com a redução do Silício na liga de Alumínio a densidade fica mais elevada, podendo chegar a 96%, valor bem aproximado ao encontrado nas amostras desenvolvidas neste estudo.

5.2 Microscopia óptica

A Figura 21 com o ataque químico apresenta a metalografia da liga AlSi10Cu3 onde é possível observar que há um aumento das porosidades no contorno de grão onde há concentração de Silício, em comparação com as regiões que a concentração de Silício é menor. Isto ocorre devido a formação de óxido de Silício, é possível observar esta formação no ensaio de difração de raios-x. De acordo com SILVA [56] a adição do elemento químico Silício, indica um aumento na porosidade do material, segundo informações Infomet, [57], o Silício propicia a redução da porosidade nas peças fundidas, o que não ocorre no processo de sinterização.

5.3 Análise do ensaio de dureza

A Figura 22 apresenta a dureza com diferentes pressões na etapa de compactação, o trabalho foi desenvolvido com 600 MPa de pressão de compactação, mas com o intuito de aumentar a dureza superficial foi testado com 800 MPa. Com 600 MPa o valor médio de dureza foi de 49 HB, já com 800 MPa apresentou um valor médio de 52 HB, o aumento não foi significativo, sendo de apenas 6%.

A Figura 23 apresenta a dureza com diferentes parâmetros de tratamento térmico e sem tratamento térmico. Os estudos desta pesquisa não visavam incluir novas etapas de processamento. Entretanto, com o intuito de aumentar a dureza superficial foi adicionado e testado tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. Os valores médios de dureza sem tratamento térmico foi de 49 HB, com uma pressão de compactação de 600 MPa. Já com o tratamento térmico A (conforme Figura 10), os valores médios de dureza foram de 68 HB, sendo uma aumento muito significativo, com 38%.

Como não atingiu o valor mínimo de 80 HB foi testado novos parâmetros de tratamento térmico, denominado na pesquisa como B, de acordo com Ibrahim *et al.* [54]. Os valores médios de dureza foram de 65 HB, não sendo significativo, com apenas 4%.

A Figura 24 apresenta a dureza com diferentes composições químicas, a fim de aumentar a dureza das amostras. O primeiro valor médio de dureza foi com 41 HB com uma variação de ± 3 HB, utilizando a composição química e tratamento térmico de acordo com Ibrahim *et al.* [54]. Porém obteve-se um valor bem abaixo do esperado, sendo assim foi testado também outra composição química. Para este teste, retirou-se o Silício da liga, após a confecção das amostras e medição de dureza, foi encontrando o valor de 55 HB. Como os resultados não foram satisfatórios, foi testado novamente com uma liga com o dobro de Cobre na sua composição. Sendo que na liga original a composição era de 2,5% de Cu, utilizou-se com 5% Cu, apresentado um valor de dureza de 70 HB, ainda abaixo do objetivo.

A Figura 25 apresenta a dureza das amostras com o tratamento térmico A e sem tratamento térmico. Os valores médios de dureza sem tratamento térmico ficaram com 54 HB. Todavia com a aplicação do tratamento térmico A, as amostras foram submetidas a solubilização com parâmetros de 480 °C durante 05 horas e envelhecimento com parâmetros de 220 °C por igualmente 05 horas. A dureza elevou-se para uma média de 75 HB, um aumento de 38,3%. Segundo [39] as ligas de Alumínio e Silício podem chegar a durezas superficiais entre 75-80 HB, similares as encontras nesta pesquisa. Comparando os resultados

com SILVA [56] a dureza superficial com tratamento térmico T6 obteve um aumento de 19,5%.

5.4 Análise difração de raios-X

A Figura 26 apresenta o difratograma gerado pela análise DRX da amostra sinterizada pelo processo convencional da liga AlSi10Cu3. Analisando o gráfico é possível identificar picos de composições de diversas fases. Foram identificadas ao total 5, encontrando em vários ângulos com picos de Alumínio-Silício.

A Figura 27 apresenta o gráfico DRX, das amostras sinterizadas e com tratamento térmico A, o difratograma não apresenta grandes diferenças em relação a amostras sem tratamento, contudo pode-se observar uma nova fase de Cobre-Magnésio.

5.5 Análise da variação dimensional

A Figura 28 apresenta os valores médios da variação dimensional das amostras sinterizadas pelo processo convencional. A média da variação dimensional foi de 133,91 mm² a verde, ou seja, antes da sinterização, e com uma média de 134,16 mm². Após sinterizado as amostras, obteve-se uma expansão em área de 0,20%. Importante ter apresentando este valor baixo de variação dimensional devido a necessidade dos componentes sofrerem algum tipo de trabalho após a sinterização. Este controle da variação dimensional também é importante para o projeto e a construção do ferramental de compactação. Alguns ar condicionados de pequeno porte, utilizam a liga Al-25Si-Cu-Mg para o rotor de uma bomba espiral, necessitando neste componente uma baixa expansão dimensional, uma boa resistência ao desgaste e alta flexão [58].

5.6 Análise de compressão

Na Figura 29 pode-se analisar o resultado do ensaio de compressão do material, que foi obtido pelo processo de sinterização convencional. Com a sinterização das amostras, obteve-se uma tensão de escoamento (σ_e) de 65,6 MPa, e após esta tensão o material entrou na fase de deformação plástica, até atingir uma tensão máxima de 85,2 MPa. No trabalho realizado

por ROMANO *at al.* [59] com temperatura de sinterização de 560 °C e liga de Alumínio similar a resistência mecânica chegou a 95 MPa.

Na Figura 30 pode-se analisar o gráfico do ensaio de compressão do material, que foi obtido pelo processo de sinterização convencional e com o tratamento térmico A, a amostra obteve uma tensão de escoamento (σ_e) de 65,4 MPa, e após esta tensão, o material entrou na fase de deformação plástica, até atingir uma tensão máxima de 124,6 MPa. Os tratamentos de envelhecimento também podem ser aplicados, e resultará em maior resistência e dureza, mas menor ductilidade conforme NARISIMHAN [29].

Na Figura 31 pode-se analisar o gráfico do ensaio de compressão da liga de AlSi10Cu3 sinterizado sem tratamento térmico e com tratamento térmico A, pode-se analisar que a tensão de escoamento das duas curvas tiveram resultados similares na faixa de 65 MPa, já a tensão máxima teve uma elevação de 47% com o tratamento térmico inserido, passando de 85 MPa para 125 MPa.

6 CONCLUSÕES

Com este trabalho foi possível analisar o comportamento da liga de AlSi10Cu3 obtida pela Metalurgia do Pó através da sinterização convencional, a fim de obter resultados técnicos que viabilizem a utilização deste processo e produto na indústria.

A densidade final das amostras após a sinterização não teve diferença estatisticamente significativa em relação as amostras a verde, o melhor resultado de densidade deste trabalho foi com a retirada do Silício da composição química, chegando a 94% de densidade.

As durezas superficiais foram testadas com diferentes parâmetros de processo, como: pressões de compactação, diferentes composições químicas e tempo/temperatura de tratamento térmico.

Com a pressão de compactação de 600 MPa, as amostras obtiveram o valor médio de dureza de 49 HB, já com 800 MPa apresentou um valor médio de 52 HB. Os testes realizados com as diferentes composições químicas, visando o aumento da dureza revelaram três resultados, sendo eles os seguintes: o primeiro foi de acordo com Ibrahim *et al.* [54], com valor médio de dureza de 41 HB, o segundo resultado foi de 55 HB, retirando o Si da liga e o terceiro e último resultado foi de 70 HB com o Cu de 5%. O resultado do teste com o tratamento térmico A foi de 75 HB e sem o tratamento térmico, foi de 54 HB. Elevando a dureza superficial em 38,3%.

Os valores médios da variação dimensional das amostras sinterizadas pelo processo convencional foi de 133,91 mm² a verde, ou seja, antes da sinterização. E após sinterizada, as amostras tiveram uma média de 134,16 mm², tendo uma expansão em área de 0,20%.

No ensaio de compressão do material, que foi obtido pelo processo de sinterização convencional, a amostra obteve uma tensão de escoamento (σ_e) de 66 MPa, e após esta tensão, o material entrou na fase de deformação plástica, até atingir uma tensão máxima de 86 MPa. Agora com a amostra também sinterizada e com o tratamento térmico A, obteve-se igualmente uma tensão de escoamento (σ_e) de 66 MPa. Após esta tensão o material entrou na fase de deformação plástica, até atingir uma tensão máxima de 126 MPa.

Por fim conclui-se que o processo de fabricação com a liga de AlSi10Cu3 é viável pelo o processo de Metalurgia do Pó convencional, mesmo não atingido a dureza superficial de no mínimo 80 HB. Na metalurgia do pó a dureza superficial não deve ser avaliada isoladamente, podendo o produto atender as condições funcionais na aplicação prática, com boa resistência mecânica e composição química adequada.

7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Após concluído os estudos sobre desenvolvimento do processo de Metalurgia do Pó do AlSi10Cu3 , segue sugestões para que outros pesquisadores possam dar continuidade nesta linha de pesquisa:

- Utilizar Nitrogênio durante a Sinterização ao invés de Argônio, conforme indicam algumas literaturas;
- Investigar outros parâmetros de processo, como composição química, tempo e temperatura de sinterização;
- Realizar compactação à quente do pó de Alumínio e Silício, a fim de utilizar menores pressões de compactação;
- Utilizar juntamente com Alumínio compósitos de Carboneto de Silício de alta resistência, para se obter maior resistência e durezas;
- Produzir amostras utilizando o processo da Mechanical Alloying.

8 REFERÊNCIAS

- [1] BRUNATTO, S. F. Estudo e desenvolvimento do processo de sinterização de compactados de ferro com enriquecimento superficial simultâneo de elementos de liga em descarga elétrica de cátodo oco. Tese de Doutorado, Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis, 2000.
- [2] WU, C. Y; DIHORU, L; COCKS, A. C. F. The flow of powder into simple and stepped dies, *Powder Technology*, Leicester, V. 134, p. 24–39, August 2003.
- [3] WU, C. Y; COCKS, A. C. F; GILLIA, O. T; THOMPSON, D. A. Experimental and numerical investigations of powder transfer, *Powder Technology*, Leicester, V. 138, p.216–228, December 2003.
- [4] NEUBING H., Sinteraluminium – Der consequente Weg vom Pulverprodukt zum Leichtbauteil, *Pulvermetallurgie in Wissenschaft und Praxis*, Hagen 2004, 20, 3-29
- [5] WHITE, D. G. Metal Powder Industries Federation and APMI International. *ASM Handbook. Powder Metal Technologies and Application*. ASM International, V.7, 1998.
- [6] CHIAVERINI, V. *Metalurgia do Pó: Técnica e Produtos*, 4 ed., São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Metais, 2001.
- [7] TRUDEL, Y. Quebec Metal Powders Limited. *ASM Handbook. Powder Metal Technologies and Application*. ASM International, V.7, 1998.
- [8] MORO, N.; AURAS, A.P. *Processos de Fabricação – Metalurgia do Pó e o futuro da indústria*. Florianópolis: Centro Federal de Educação Tecnológica de Santa Catarina. 2007. Notas de Aula da Disciplina Processo de Fabricação.
- [9] KLEIN, A. N. *Metalurgia do Pó [Notas de Aula da Disciplina Processamento de Materiais a Partir do Pó]*, Florianópolis, 2001.
- [10] SCHAEERER, M. M. *Análise numérica do comportamento de densidade de pós metálicos resultante do processo de compactação uniaxial*. Tese de doutorado, Pontifícia Universidade Católica Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, 2006.
- [11] PORTER, J. Cincinnati Incorporated. *ASM Handbook. Powder Metal Technologies and Application*. ASM International, V.7, 1998.

- [12] ALBARO, J. L. A. A operação de prensagem: Considerações técnicas e sua aplicação industrial. Parte V: Descrição da etapa de prensagem. *Cerâmica Industrial*, V. 6, p. 26-32, 2001.
- [13] BUENO, A.; SCHAEFFER, L. Materiais e tratamentos superficiais aplicados à ferramentas para Metalurgia do Pó. *Anais da 1ª Conferência Internacional de Metalurgia do Pó*. Porto Alegre, RS. 2010.
- [14] SILVA, A.G.P., ALVES JUNIOR, C. A sinterização rápida: sua aplicação, análise e relação com as técnicas inovadoras de sinterização, Departamento de Física Teórica e Experimental. Universidade Federal do Rio Grande do Norte. Campus Universitário, Natal, RN, 1998.
- [15] BRITO, F. I. G.; MEDEIROS, C. F.; LOURENÇO, J. M. Um estudo teórico sobre a Sinterização na Metalurgia do Pó. Publicação online HOLOS. Rio Grande do Norte, V. 3, p. 01-08, Março 2007.
- [16] GERMAN, R.M. *Powder Metallurgy Science*, 2nd ed., Metal Powder Industries, Federation, Princeton, 1997.
- [17] KLEIN, A. N. et al. GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ. A METALURGIA DO PÓ: Alternativa econômica com menor impacto ambiental. São Paulo: Editora Metallum 1º Ed., 2011.
- [18] GERMAN, R. M. The Contiguity of Liquid Phase Sintered Microstructures, *Metall. Trans.*, V. 16A, p.1247-1252, 1985.
- [19] DAVIS R. Aluminium and Aluminium Alloys, ASM International Handbook Committee, V.4, p. 282-283, 1993.
- [20] LIU J.; KUHN H. A. Innovative Approach to Sintering Aluminium and Aluminium Alloy Powders for Rapid Manufacturing Applications, V.7, p. 246, 2006.
- [21] AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook V.7, Powder Metal Technologies and Applications. Prepared Under the Direction of the ASM International Handbook Committee, Materials Park, p. 372, 1078-1086, 1998.
- [22] GRUPO SETORIAL DA METALURGIA DO PÓ. Disponível em: <<http://www.Metalurgiadopo.com.br/Paginas/detalhes.asp?iType=1&iPic=2>>. Acesso em: 01 Fevereiro 2018.

- [23] *METAL POWDER INDUSTRIES FEDERATION*. Disponível em: <<https://www.mpif.org/index.asp>>. Acesso em: 24 Setembro 2017.
- [24] *POWDER METALLURGY PARTS ASSOCIATION*. Disponível em: <<https://www.mpif.org/MarketPM/2017-Roadmap.pdf>>. Acessado em: 24 Setembro 2017.
- [25] ROOY, E. L., Aluminum Company of America - AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose. ASM International, V. 2, p. 17, 1999.
- [26] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. Disponível em: <<http://abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas>>. Acesso em: 29 Setembro 2017.
- [27] KAUFMAN, J. G.; ROOY, E.L. Aluminum alloy casting: properties, processes, and applications. 1º Ed. Columbus, Ohio, USA. ASM International, p. 1931-1935. 2004. ISBN 978-1-61503-047-7
- [28] KAUFMAN, J. G.; ROOY, E.L. Aluminum alloy casting: properties, processes, and applications. 1º Ed. Columbus, Ohio, USA. ASM International, p. 2004-2005. 2004. ISBN 978-1-61503-047-7
- [29] NARISIMHAN, M.C. “Conventional Aluminum Powder Metallurgy Alloys,” ASM Metals Handbook, V.7. 10 Ed, 1998, ASM/I, p. 834-839.
- [30] AROCKIASAMY A.; GERMAN R. M.; WANG P.; HORSTEMEYER M. F.; MORGAN W.; PARK S. J. Sintering behavior of Al-6061 powder produced by rapid solidification process. Powder Metallurgy, V.54, p. 178-179, 2010.
- [31] Handbook of Aluminum. Physical Metallurgy and Process. New York, V. 1, p.1269-1270, 2003.
- [32] MA, Z.; SAMUEL, E.; MOHAMED, A. M.A.; SAMUEL, A. M.; SAMUEL, F. H.; DOTY, H. W. Influence of aging treatments and alloying additives on the hardness of Al-11Si-2.5Cu-Mg alloys. Materials and Design, Quebec, CA, V.31, n. 8, p. 3791-3803, 2010.
- [33] MOUSTAFA, M.A.; SAMUEL, F.H.; DOTY, H.W.; VALTIERRA, S. Effect of and addition on the microstructural characteristics and tensile properties of Sr-modified

- Al-Si eutectic alloys; International Journal of Cast Metals Research; V.14; p.235-253; 2002.
- [34] PERROT R. Engine Sleeves Made in a Hypereutectic Aluminium-Silicon Alloy by Powder Metallurgy, European Symposium on Powder Metallurgy, Stockholm, V. 2, p. 212-217, 1978.
- [35] PERROT R. Engine Cylinder Liners in High Silicon Aluminum Alloy Produced by Powder Metallurgy, p.129-135, 1979.
- [36] ESTRADA J.L.; DUSZCZYK J. Characteristics of Rapidly Solidified Al-Si-X Powders for High Performance Applications, V. 25, p 886-904, 1990.
- [37] KLAR E.; BERRY D. F., SCM Metal Products - AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose. ASM International, V. 2, p. 2148, 1999.
- [38] PRUDNIKOV, A. N. Production, structure, and properties of engine pistons made from transeutectic deformable silumim. Steel in Translation, Sibéria, RU, V.39, n. 5, p. 391-393, 2009.
- [39] ZEREN, M. The effect of heat-treatment on aluminum-based piston alloys. Materials and Design, Kocaeli, TR, V.28, p. 2511-2517, 2007.
- [40] PAN X. M.; LIN C.; MORRAL J.E.; BRODY H.D., An assessment of thermodynamic data for the liquid phase in the Al-rich corner of the Al-Cu-Si system and its application to the solidification of a 319 alloy, J. Phase Equilib. Diffus. 225-233, 2005.
- [41] INFOMET. Disponível em: <http://www.infomet.com.br/site/diagrama-de-fases-ver.php?cod=447>. Acesso em: 18 Julho 2018.
- [42] KONDOH K.; KOSURE T.; TAKEDA Y. Lubrication Pump Made of Rapidly Solidified Aluminum Alloy for High Performance Engine. SAE Technical Paper Series, SAE International Congress and Exposition, 1990.
- [43] CHO S. S., et al. Rapidly Solidified Aluminum Alloy Powder. Adv. Mater. Process, p. 29-31, 1997.
- [44] HAYASHI T.; TAKEDA Y.; AKECHI K.; FUJIWARA T. Rotary Car Air Conditioner Made with P/M Al-Si Wrought Alloys, SAE Technical Paper Series, SAE International Congress and Exposition, 1990.

- [45] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/site/pdf/fundamentos-do-aluminio/001.pdf>>. Acesso em: 10 Outubro 2017.
- [46] AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook. Heat Treating. ASM International, V.4, 1991.
- [47] SILVEIRA, F. D. Sinterização do bronze ao alumínio seguido de endurecimento por precipitação através do envelhecimento artificial. Dissertação de Mestrado (Mestrado em Engenharia em Minas, Metalúrgica e Materiais) Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, 2009.
- [48] CALLISTER, W. D. J. Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Abordagem Integrada. ed. I. LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora Ltda, 2014.
- [49] KANDIL, H.M.. Recent Development in Age Hardening Behavior of Aluminum Alloys- A Review Article, In Heat Treating: Proceeding of the 21st Conference, Indianapolis, Indiana: ASM International, 2001, p. 343-351.
- [50] BARRESI, J.; KERR, M.J.; WANG, H.; COUPER, M.J. “Effect of Magnesium, Iron, and Cooling Rate on Mechanical Properties of Al-7Si-Mg Foundry Alloys”, AFS Transactions, 2000, 563-70.
- [51] GAUTHIER, J.; LOUCHEZ P.; SAMUEL F.H. Heat Treatment of 319.2 Al Automotive Alloy: Part 1, Solution Heat Treatment. Cast Metals 1995; 91-106.
- [52] HATCH J. E. Aluminum Powder and Powder Metallurgy Products, Aluminum: Properties and Physical Metallurgy, p. 379-397, 1984.
- [53] CARDOSO, G. S. Desenvolvimento de um processo de sinterização a plasma para o alumínio com avaliação da influência da atmosfera gasosa. Porto Alegre: (Mestrado em Engenharia em Minas, Metalúrgica e Materiais) UFRGS, 2016.
- [54] IBRAHIM. A, BISHOP D. P., KIPOUROS G. P. Sinterability and characterization of commercial aluminum powder metallurgy alloy Alumix 321, Powder Technology V.279, p.106–112, 2005.
- [55] LASLKA M.; Kazior J. Influence of Various Process Parameters on the Density of Sintered Aluminium Alloys, Cracow University of Technology, Warszawska, Krakow, p. 94, 2012.

- [56] SILVA, M. M. Avaliação da influência da adição de diferentes elementos ao alumínio no processamento por metalurgia do pó convencional e assistido a plasma. Porto Alegre: (Mestrado em Engenharia em Minas, Metalúrgica e Materiais) UFRGS, 2017.
- [57] INFOMET. Disponível em: <http://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-conteudo-ler.php?codAssunto=52> Acessado em 07/08/2017.
- [58] SCHATTEVOY R.; HUMMERT K. High Performance Aluminum for Applications in IC Engines, ISATA International Symposium on Automotive Technology and Automation, p. 277-283, 1993.
- [59] ROMANO, R.; FOGAGN, J. B., Sinterización de las aleaciones Alumix 321 y 6061, Departamento de Ciencia de los Materiales. Universidad Carlos III de Madrid. España, p. 26, 2005.