

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

MAGNOS MARINHO DA SILVA

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE DIFERENTES ELEMENTOS
AO ALUMÍNIO NO PROCESSAMENTO POR METALURGIA DO PÓ
CONVENCIONAL E ASSISTIDO A PLASMA

Porto Alegre

2017

MAGNOS MARINHO DA SILVA

**AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE DIFERENTES ELEMENTOS
AO ALUMÍNIO NO PROCESSAMENTO POR METALURGIA DO PÓ
CONVENCIONAL E ASSISTIDO A PLASMA**

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. Alexandre da Silva Rocha, PPGE3M – UFRGS

**Porto Alegre
2017**

MAGNOS MARINHO DA SILVA

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE DIFERENTES ELEMENTOS AO ALUMÍNIO NO PROCESSAMENTO POR METALURGIA DO PÓ CONVENCIONAL E ASSISTIDO A PLASMA

Esta dissertação de mestrado foi analisada e julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Processos de Fabricação, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

Coordenador do PPGE3M Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Aprovado em: 15/12/2017

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. José Lesina César, Ulbra – Canoas – RS. _____

Prof. Dr. Rafael Nunes UFRGS, – Porto Alegre – RS. _____

Prof. Dr. Vinícius Martins, IFSul, – Sapucaia do Sul – RS. _____

AGRADECIMENTOS

A Deus por todas as oportunidades oferecidas, por ter me dado uma família que sempre me apoiou e por iluminar meus caminhos nos momentos de dificuldades e de conquistas.

A minha esposa **Michellen** e o meu filho **Murilo**, pelo amor, carinho e paciência dedicado durante esta trajetória.

Aos meus pais, os responsáveis por esta importante conquista. Obrigado pela inestimável ajuda, compreensão, por compartilharem das minhas angústias e alegrias.

Ao meu orientador Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha pela oportunidade, pelos esclarecimentos e troca de informações durante o período de mestrado.

Ao Prof. Dr. Vinícius Martins pelo apoio intelectual no estudo da Metalurgia do Pó, e também por me fazer acreditar que era possível esta conquistar.

Ao colega de Mestrado e amigo **Sandro Arenhardt**, pela parceria durante todo o período de mestrado, onde caminhamos juntos nos momentos difíceis de provas, trabalhos. Onde cada um com seus conhecimentos pode apoiar nos momentos necessários, amenizando um pouco as dificuldades.

A UFRGS – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, por disponibilizar o Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) para a realização das pesquisas, dos ensaios deste trabalho.

A os colegas do Laboratório de Transformação Mecânica - LdTM, especialmente ao **Msc. Gilceu dos Santos Cardoso** e também **Msc. Guilherme Santos Garcia** que participaram ativamente dos estudos relacionados a sinterização a Plasma deste trabalho.

“Nada detém um homem que quer chegar lá. Os obstáculos que surgem servem apenas para aumentar sua capacidade de realização, e o tornam mais forte para alcançar o que quer que seja.”

Eric Butterworth

RESUMO

As ligas de Al-Si são amplamente utilizadas na indústria, recentes avanços possibilitaram a produção de ligas de alumínio com ótimas propriedades podendo-se destacar o seu baixo peso, excelente resistência à abrasão e à corrosão, e baixo coeficiente de expansão térmica em relação ao aço. O objetivo deste trabalho foi avaliar o comportamento da mistura de pós elementares de Cu, Si, Mg, Ni, Fe a uma base de alumínio, sinterizado individualmente em atmosfera controlada com gás argônio e nitrogênio pelo processo de sinterização convencional em forno resistivo. Após realização de análise o composto que forneceu o melhor desempenho foi submetido a um comparativo com amostras sinterizadas via plasma. Os resultados encontrados foram confrontados com os resultados da liga de EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg) fundida, a fim de avaliar os aspectos mecânicos e físicos do composto intermetálico. O desenvolvimento do trabalho se deu a partir do pó de alumínio com pureza de 99,7%, ao qual foi incorporado o percentual dos demais elementos, com base na composição da liga comercial EN AC-48000 (Si12%; Fe0,45%; Cu1,08%; Mg1,08%; Ni1,14%). Após a sinterização as amostras foram caracterizadas quanto a densificação, microdureza e rugosidade superficial, além disso, uma análise metalográfica foi realizada por microscopia óptica, bem como foi feita uma por difração de raios-X para a verificação da formação de novas fases. A densificação das amostras sinterizadas pelo processo convencional com atmosfera controlada por nitrogênio foi superior as produzidas com atmosfera de argônio, ficando também superior ao processo assistido por plasma com nitrogênio. Pelo processo convencional de sinterização a microdureza apresentada pelas amostras obtidas por atmosfera de nitrogênio foi na média superior a encontrada nas amostras produzidas com atmosfera de argônio, já a microdureza apresentada pelas amostras assistida por plasma com atmosfera controlada por nitrogênio, atingiram resultados abaixo da sinterização convencional. Durante o processo de sinterização a plasma, as amostras acabaram sofrendo uma reação abaixo da temperatura de sinterização desejada (510 °C), ocasionando microfusão na superfície da amostra, e logo em seguida deformações. Estas reações tiveram influência direta nos resultados encontrados nas amostras produzidas via sinterização a plasma, desta forma a temperatura teve que ser reduzida.

Palavras-chave: Metalurgia do Pó, Ligas Al-Si, Sinterização a Plasma, Alumínio.

ABSTRACT

Al-Si alloys are being used in industry to replace steel and cast iron in high-tech sectors. Recent advances have allowed the production of aluminum alloys with excellent properties, highlighting their low weight compared to steel, excellent resistance to abrasion and corrosion, high resistance at high temperatures and low coefficient of thermal expansion. The objective of this work is to evaluate the behavior of the Cu, Si, Mg, Ni and Fe elemental powder mixtures with an aluminum base, individually sintered in a controlled atmosphere with argon and nitrogen using the conventional sintering process in a resistance furnace. After this process, the best performing compound was submitted to a comparison with plasma sintered samples. The results were compared with those for the EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg) molten alloy, to evaluate the mechanical and physical aspects of the intermetallic compound. The development of the work was based on the 99.7% aluminum powder donated by Alcoa with the addition of other elements from the commercial alloy composition EN AC-48000 (Si12%; Fe0,45%; Cu1,08%, Mg1,08%, Ni1,14%). After sintering, the samples were characterized by surface roughness, densification, microhardness, optical microscopy and X-ray diffraction analysis. The densification of the sintered samples by the conventional process with the controlled atmosphere by nitrogen gave higher densification values than for samples produced with the argon atmosphere or by the plasma assisted process using nitrogen. By the conventional sintering process, the samples processed in nitrogen atmosphere presented higher hardness values than those produced with argon atmosphere, and also higher than those plasma assisted sintered with nitrogen atmosphere. During the plasma sintering process, the samples underwent a reaction below the desired sintering temperature (510 °C), causing microfusion on the sample surface, and deformations. These reactions had a direct influence on the results found in the samples produced by plasma sintering, therefore the temperature for the plasma process had to be reduced.

Keywords: Powder Metallurgy, Alloy Al-Si, Plasma Sintering, Aluminum.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Metalurgia do pó na indústria automobilística.....	13
Figura 2 - Componentes de alumínio sinterizadas empregado na automobilística.	14
Figura 3 - (a) Atomização por ASEA-STORA- jato de argônio ou nitrogênio; (b) Moinho de bolas.....	17
Figura 4 - Formação da linha neutra em compactação de duplo efeito	19
Figura 5 - (a) gráfico esquemático da pressão de compactação pela densidade e (b) Comportamento das partículas na compressão.....	20
Figura 6 - micrografia de amostras compactadas a 300 MPa ilustrando a ocorrência de	20
Figura 7 - Tensões de Laplace trativas na interface entre as partículas (a), modos de difusão na região próxima ao pescoço “neck” (b) e tensões de Laplace e fluxo de vacâncias entre poros de diferentes dimensões (c).....	22
Figura 8 - (a) Sinterização por estado sólida e (b) Sinterização por fase líquida.....	22
Figura 9 - Região de conexão entre as partículas antes da sinterização, formação dos pescoços “necks”.	23
Figura 10 - Desenho esquemático do forno convencional.	24
Figura 11 - Aparato experimental de sinterização a plasma.	26
Figura 12 - Representação esquemática da câmara de sinterização por descarga luminescente anormal	27
Figura 13 - Diagrama de fases Al-Si.....	30
Figura 14 - Microestruturas das ligas Al-Si.	31
Figura 15 - (a) Al ₂ Cu eutético lamelar; (b) Al ₂ Cu eutético em formato de bloco	33
Figura 16 - Liga de alumínio 356 no estado bruto de fusão.....	34
Figura 17 - Limite de solubilidade do magnésio e do silício no alumínio em função da temperatura.....	35
Figura 18 - Propagação de trincas através de partículas de Fe: (a) plaquetas de β -Al ₁₅ FeSi; (b) escrita chinesa α -Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂	36
Figura 19 - Solubilidade do ferro em ligas de Al-Si.....	36
Figura 20 - Esquema de Temperatura x Tempo para tratamentos térmicos de Solubilização e Precipitação.....	38
Figura 21 - Organograma das etapas do trabalho.....	39
Figura 22 - Matriz usada no processo de compactação das amostras.....	41

Figura 23 - Representação gráfica do processo de sinterização em forno convencional.	43
Figura 24 - Morfologia do pó (a) Alumínio; (b) Ferro	52
Figura 25 - Morfologia do pó (a) Níquel; (b) Cobre.....	52
Figura 26 - Morfologia do pó (a) Magnésio; (b) Silício	53
Figura 27 - Influência do percentual de silício na base do alumínio	53
Figura 28 - Influência do percentual de Silício na microdureza do alumínio.	54
Figura 29 - Metalografia amostra convencional argônio (a) 20µm sem ataque (b) 20µm com ataque.....	55
Figura 30 - Influência dos elementos químico na base de alumínio.....	56
Figura 31 - Influência do percentual dos elementos químicos na microdureza do alumínio.	56
Figura 32 - Metalografia óptica Al12%Si com adição de 1,14% de Ni (a) sem ataque (b) com ataque.	57
Figura 33 - Metalografia óptica Al12%Si com adição de 1,08% de Mg (a) sem ataque (b) com ataque.....	58
Figura 34 - Metalografia óptica Al12%Si com adição de 1,08% de Cu (a) sem ataque (b) com ataque.....	59
Figura 35 - Metalografia óptica Al12%Si com adição de 0,45% de Fe (a) sem ataque (b) com ataque.....	59
Figura 36 - Difractograma obtido da liga fundida do pistão.....	60
Figura 37 - metalografia realizada na amostra retirada do pistão.....	61
Figura 38 - Comparação da microdureza do sinterizado a plasma vs liga do pistão.....	62
Figura 39 - Ensaio de compressão da liga fundida do pistão	62
Figura 40 - Curva de compressibilidade do alumínio puro.....	63
Figura 41 - Curva de compressibilidade do composto EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg)	64
Figura 42 - Comparação da microdureza do sinterizado convencional por argônio vs o tratamento T6.....	65
Figura 43 - Metalografia amostra convencional argônio (a) sem ataque (b) com ataque.	66
Figura 44 - DRX sinterização convencional com argônio do composto de pós elementares	67

Figura 45 - Ensaio de compressão da amostra sinterizada convencional com atmosfera de argônio.....	67
Figura 46 - Curva de compressibilidade do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg).....	68
Figura 47 - Comparação da microdureza do sinterizado convencional por nitrogênio vs o tratamento T6.....	69
Figura 48 - Comparação das microdurezas dos sinterizados com nitrogênio vs argônio.	69
Figura 49 - Metalografia amostra convencional nitrogênio (a) sem ataque (b) com ataque.	70
Figura 50 - DRX do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg) sinterização convencional com nitrogênio 510 °C.....	71
Figura 51 - Ensaio de compressão da amostra obtida convencionalmente com atmosfera de nitrogênio.....	72
Figura 52 - Curva de compressibilidade do composto EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg)	72
Figura 53 - Amostra após ser retirada do forno de sinterização plasma.....	73
Figura 54 - DSC do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg).....	74
Figura 55 - Comparativo da compressibilidade obtido pelo processo convencional versus o plasma	74
Figura 56 - Densificação nos diferentes processos de sinterização.....	75
Figura 57 - Comparação das microdurezas dos sinterizados com nitrogênio versus o tratamento T6.....	76
Figura 58 - Comparação das microdurezas dos sinterizados convencionalmente com N vs plasma com N.....	77
Figura 59 - Metalografia amostras a plasma nitrogênio - (a) sem ataque (b) com ataque.	78
Figura 60 - DRX do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg) sinterizada a plasma com nitrogênio a 410 °C	78
Figura 61 - Ensaio de compressão da amostra obtida via plasma com atmosfera de nitrogênio, 410 °C.....	79
Figura 62 - Imagem da amostra após ensaio de compressão.	80
Figura 63 - Média das Rugosidades obtida pelo processo convencional com atmosfera de nitrogênio e argônio.	80

Figura 64 - Média da Rugosidade da amostra convencional com nitrogênio vs a plasma com nitrogênio.....	81
Figura 65 - Microdureza da amostra sinterizada a plasma vs o tratamento T6.....	82
Figura 66 - Metalografia amostras a plasma nitrogênio - (a) sem ataque (b) com ataque.	82
Figura 67 - DRX sinterização a plasma com nitrogênio do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg), sem Si.....	83
Figura 68 - Ensaio de compressão da amostra via plasma atmosfera de nitrogênio, sem Si e 510°C.....	84
Figura 69 - Imagem da amostra após ensaio de compressão.	84
Figura 70 - Microdureza da amostra sinterizada convencional vs T6.	85
Figura 71 - Microdureza das amostras sinterizadas a plasma <i>versus</i> convencionalmente.	86
Figura 72 - Metalografia convencional - (a) 50µm sem ataque (b) 20µm com ataque. .	86
Figura 73 - DRX do sinterizado do composto de pós elementares (AlCuNiMg), convencional com nitrogênio.	87
Figura 74 - Ensaio Compressão da amostra convencional com atmosfera de nitrogênio, sem Si e 510°C.	87

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Sistema de designação das ligas de alumínio para fundição	28
Tabela 2- Identificação do tratamento térmico tipo "T"	37
Tabela 3 - Materiais sinterizados convêncionalmente	42
Tabela 4 - Parâmetros do processo de sinterização convencional.....	44
Tabela 5 - Material sinterizado a plasma.	45
Tabela 6 - Parâmetro de processo adotado para sinterização a plasma.	45
Tabela 7 - Amostras de alumínio com adição de Si.	46
Tabela 8 - Percentual de elemento no composto intermetálico.....	46
Tabela 9 - Dimensões dos corpos de provas do ensaio de compressão, conforme norma ASTM E9-89a.....	49
Tabela 10 - Composição química (% em peso) da liga de EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg) em estudo.	51

LISTA DE SIGLAS

<i>AISI</i>	Instituto Americano de Ferro e Aço
<i>AA</i>	Aluminum Association
<i>ABNT</i>	Associação Brasileira de Normas Técnicas
<i>CFC</i>	Cúbicos de face centrada
<i>DRX</i>	Difração de raios-x
<i>DC</i>	Corrente contínua
<i>SE</i>	Elétrons secundários
<i>EDS</i>	Espectroscopia de energia dispersiva
<i>MP</i>	Metalurgia do pó
<i>MPA</i>	Metalurgia do pó de alumínio
<i>MEV</i>	Microscopia eletrônica de varredura
<i>PA</i>	Sinterização a plasma com argônio
<i>PPM</i>	Parte por milhão
<i>SAE</i>	Society of Automotive Engineers

LISTA DE SÍMBOLOS

\AA	Angstrom
A	Alfa
B	Beta
SiC	Carbeto de Silício
λ	Comprimento de onda
P	Densidade g/cm^3
\varnothing	Diâmetro
$^{\circ}\text{C}$	Graus Célsius
$^{\circ}\text{C/mim}$	Graus Célsius por minuto
G	Gramma
H ₂ *	Hidrogênio molecular excitado
H ₂	Hidrogênio molecular
g/cm^3	Gramma por centímetro cúbico
Gf	Gramma-força
$^{\circ}\text{C}$	Graus célsius
$^{\circ}\text{C/min}$	Graus célsius por minuto
Mg	Magnésio
MPa	Megapascal
mA	Miliamper
Mm	Milimetro
μm	Micrômetro
Mbar	Milibar
Ms	Milisegundo
N ₂	Nitrogênio molecular
KN	Quilonewton
KV	Quilovolt
T6	Solubilização seguida de envelhecimento
Σ	Tensão de compressão
σ_0	Tensão sem atrito
Σ_m	Média das tensões
Ta	Temperatura ambiente

t/cm ²	Tonelada por centimetro quadrado
HV	Hardness Vickers

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	12
1.1 OBJETIVO GERAL	15
1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	15
2 REVISÃO DE LITERATURA	16
2.1 METALURGIA DO PÓ.....	16
2.1.1 Obtenção do Pó.....	17
2.1.2 Características dos pós.....	18
2.1.3 Compactação	19
2.1.4 Sinterização	21
2.1.5 Sinterização Convencional.....	23
2.1.6 Sinterização a Plasma	26
2.2 LIGAS DE ALUMÍNIO.....	28
2.2.1 Sistema Al-Si	29
2.2.2 Elementos de Liga	32
2.2.3 Silício.....	32
2.2.4 Cobre	32
2.2.5 Níquel.....	33
2.2.6 Magnésio.....	34
2.2.7 Ferro	35
2.3 TRATAMENTO TÉRMICO NO ALUMÍNIO E EM LIGAS Al-Si	37
2.3.1 Tratamento Térmico por Solubilização.....	37
2.3.2 Tratamento Térmico de Precipitação por Envelhecimento	38
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	39
3.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	40
3.1.1 Preparação e homogeneização dos pós	40
3.1.2 Processo de compactação das amostras.....	40
3.1.3 Construção da curva de compressibilidade.....	41
3.1.4 Densidade das amostras	41
3.2 TIPOS DE PROCESSOS DE SINTERIZAÇÃO	42
3.2.1 Processo de sinterização convencional.....	42
3.2.2 Processo Sinterização a plasma	44
3.3 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS NO COMPOSTO.....	45
3.3.1 Influência do Silício	45

3.3.2 Influência dos elementos no composto.....	46
3.3.3 COMPOSTO DE PÓS ELEMENTARES AISi12CuNiMg.....	46
3.4 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS	47
3.4.1 Microdureza	47
3.4.2 Microscopia óptica	48
3.4.3 Difratomia de Raios-X.....	48
3.4.4 Ensaio Compressão	49
3.4.5 Tratamento térmico T6.....	49
3.4.6 Rugosidade média (Ra)	49
3.4.7 Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	50
3.4.8 Análise via EDS	50
3.4.9 Análise via DSC.....	50
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	51
4.1 ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓPTICA.....	51
4.2 CARACTERIZAÇÃO DO PÓ	51
4.3 ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DO SILÍCIO	53
4.4 ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS NO COMPOSTO.....	55
4.5 ANÁLISE DA LIGA DO PISTÃO AUTOMOTIVO.....	60
4.6 ANÁLISE DA SINTERIZAÇÃO CONVENCIONAL COM ARGÔNIO.....	63
4.6.1 Resultado de microdureza	64
4.6.2 Microscopia óptica	65
4.6.3 Difração de Raios-X	66
4.6.4 Ensaio de compressão	67
4.7 ANÁLISE DA SINTERIZAÇÃO CONVENCIONAL COM NITROGÊNIO.....	68
4.7.1 Resultado de microdureza	68
4.7.2 Microscopia óptica	70
4.7.3 Difração de Raios-X	71
4.7.4 Ensaio de compressão	71
4.8 ANÁLISE DA SINTERIZAÇÃO A PLASMA COM NITROGÊNIO.....	72
4.8.1 Resultado de microdureza	76
4.8.2 Microscopia óptica	77
4.8.3 Difração de Raios-X	78
4.8.4 Ensaio de compressão	79
4.9 ANÁLISE DA RUGOSIDADE MÉDIA Ra.....	80

4.10 ANÁLISES DO COMPOSTO DE PÓS ELEMENTARES AlSi12CuNiMg SEM ADIÇÃO DE Si.....	81
4.10.1 Ensaios realizados pelo processo a plasma 510 °C	81
4.10.2 Ensaios realizados pelo processo convencional 510 °C	85
5 CONCLUSÕES	89
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	92
7 REFERÊNCIAS.....	93

1 INTRODUÇÃO

Atualmente o alumínio desempenha um papel muito importante na nossa sociedade e em todo o mundo, atualmente produz-se cerca de treze (13) vezes mais do que há 60 anos, ainda sendo combinado com outros elementos o alumínio aumenta ainda mais a sua versatilidade para formarem ligas (LIMA, 2012; OLIVEIRA, 2012).

Muitos elementos metálicos podem ser combinados com o alumínio para formar as suas ligas, sendo os mais utilizados: cobre, magnésio, manganês, silício e o zinco. Em função do produto, as especificações das ligas de alumínio apresentam-se como ligas de deformação plástica ou de fundição. Dentro destas categorias, as ligas são agrupadas em séries conforme os elementos de liga principais (MOREIRA, 2011; FURLAN, 2008).

Buscando aumentar o campo de aplicação industrial das ligas de alumínio, faz-se necessário um estudo minucioso do desenvolvimento e controle de processos de produção destas ligas visando a melhoria de suas características e propriedades físicas, químicas e mecânicas (SOUZA *et al.*, 2010).

A metalurgia do pó (MP) é o processo metalúrgico de produção de componentes metálicos, que se distingue dos processos metalúrgicos convencionais (estampagem, fundição) por utilizar pós metálicos como matéria-prima para produção de peças com características estruturais e físicas que dificilmente podem ser obtidas por qualquer outro processo metalúrgico (SOUZA *et al.*, 2010).

A metalurgia do pó teve seu desenvolvimento no início do século passado, quando se desenvolveu um estudo da viabilidade de fabricação de componentes de molibdênio, tungstênio e metais refratários pelo processo de sinterização. O processo para obter peças via metalurgias convencionais foi incapaz devido ao ponto de fusão apresentado, excessivamente elevado. O carboneto de tungstênio é utilizado na produção de ligas duras de ferramentas, para isso são misturados com ferro e cobalto, também são usados no processo de obtenção de materiais para contatos elétricos e em outras inúmeras utilizações, visto que praticamente quase a maioria dos metais e suas ligas se consegue obter através da metalurgia do pó (CHIAVERINI, 2001).

A metalurgia do pó se torna economicamente viável em alguns casos como, a produção de peças com um elevado grau de precisão dimensional e também peças que possuem complexidade de forma. Podendo ser produzidas em ferro, aço, cobre e alumínio, contemplando também todas as ligas envolvendo estes elementos. Sendo utilizado em larga escala, nos setores automobilístico, máquinas e equipamentos variados (CHIAVERINI, 2001).

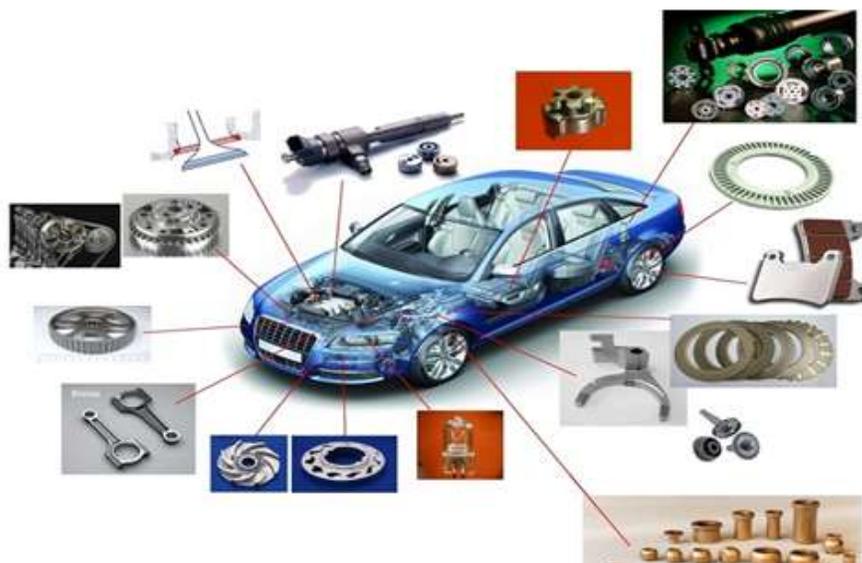
O objetivo deste processo é realizar a transformação de um material compactado e frágil de pós metálicos ou não metálicos, em um componente com formato e medidas finais ou muito próxima de utilização, sem fusão efetiva, apenas com pressão para compactação e calor, através do processo de sinterização, este processo se efetua em temperaturas abaixo do ponto de fusão do material base da peça, (*'near-net or net-shape'*) (SANDEROW, 1998).

A aplicação da metalurgia do pó oferece três vantagens básicas: A primeira é o custo de produção menor, que compensa o fato do pó ter o preço superior ao das chapas e das barras metálicas. A segunda é a possibilidade de obter misturas que não se poderiam fazer por meio da fundição, como a composição de peças com ferro e alumínio. Além disso, o processo de produção é mais simples, o que permite a elaboração de componentes novos em menos tempo. (SCHAFFER, 2008).

O setor automotivo vem exigindo uma alta demanda de fabricação de peças ou componentes com excelentes características mecânicas e dimensionais *near net shape*, levando sempre em consideração o menor tempo de processamento e por consequência um menor consumo de energia. A metalurgia do pó possui um baixo custo do produto final quando confrontado com outros processos industriais, tanto no aspecto econômico quanto no consumo de energéticos, em relação à utilização de componentes no setor automotivo (FEISTAUER, 1999).

Na Figura 1 estão em evidência componentes obtidos através da metalurgia do pó utilizados em diferentes partes do automóvel.

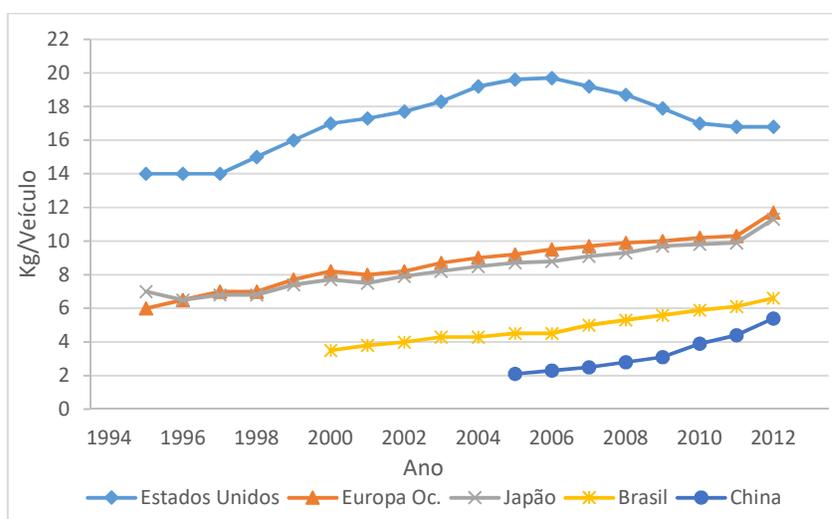
Figura 1 - Metalurgia do pó na indústria automobilística.



Nas últimas décadas a utilização da MP vem sendo muito utilizada na confecção de componentes pela indústria automotiva, conforme pode ser observado na Figura 1, esta utilização se dá pela facilidade do método em produzir peças complexas e já prontas para utilização e com baixo desperdício de matéria prima.

Na Figura 2 pode-se observar o crescimento da utilização da Metalurgia do Pó na confecção de peças para a utilização na indústria automotiva, onde pode-se observar também que o país com maior utilização dessa tecnologia é o Estados Unidos com quase o dobro da utilização dos demais países.

Figura 2 - Componentes de alumínio sinterizadas empregado na automobilística.



Fonte: Metal Powder Industries Federation (MPIF) 2014.

No entanto, existem dificuldades quando se utiliza pó de Al em MP. Um problema é a presença de uma camada de óxido de alumínio, que cobre completamente a superfície do pó com um prejuízo tanto na compressibilidade como na sinterização. Várias rotas foram exploradas para contornar esta dificuldade. Uma opção é ajustar a microestrutura adicionando elementos de liga como um meio de alcançar as propriedades mecânicas desejadas (A. AROCKIASAMY *et al.*, 2010). Os elementos de liga, tais como Cu, Mg, Si, Cu, Pb, Sn e Sb, e as fases de reforço, tais como SiC, Al₂O₃ ou B₄C, são adequados para alterar a microestrutura e formar fases que melhoram as propriedades mecânicas do material (D. G. WHITE, 1999).

Este trabalho foi idealizado para obter maiores informações sobre um composto intermetálico que utilizou como base o alumínio puro com 99,7%, e algumas adições de elementos químicos como Cu, Mg, Si, Cu, Ni, por meio do processo de sinterização convencional e também a plasma. Depois de passar pelo processo de sinterização as amostras

foram caracterizadas quanto à densificação aparente, antes e após a sinterização, bem como avaliadas as alterações nas propriedades superficiais das amostras através de ensaios de Microdureza Vickers e rugosidade média Ra. Também foi realizada análise metalográfica nos corpos de prova através de microscopia óptica. Ainda, realizou-se análise via Difração de Raios-X (DRX) com o intuito de identificar possíveis formações de fases em função dos elementos químicos utilizados e também das atmosferas utilizadas. Os resultados encontrados foram confrontados com os resultados da liga de EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg) fundida, a fim de avaliar os aspectos mecânicos e físicos do composto intermetálico versus a liga fundida.

1.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo deste trabalho visa avaliar o comportamento da adição de pós elementares de Cu, Si, Mg, Ni, Fe no alumínio puro, sinterizado individualmente em atmosfera controlada com gás argônio e nitrogênio, utilizando o processo de sinterização convencional em forno resistivo. Após realização de análise o composto que tiver o melhor desempenho será submetido a um comparativo com amostras sinterizadas via plasma. Os resultados encontrados foram confrontados com os resultados da liga de EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg) fundida, a fim de avaliar os aspectos mecânicos e físicos do composto intermetálico versus a liga fundida.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Realizar um processo comparativo entre os processos de sinterização convencional e assistida por plasma;
- Fazer uma análise da interferência da atmosfera de controle no decorrer da sinterização das amostras;
- Fazer a caracterização das amostras em relação à densificação de cada composição;
- Verificar a estrutura superficial das amostras após sinterização;
- Analisar a estrutura superficial das amostras após tratamento térmico T6;
- Fazer análise das possíveis fases encontradas nas amostras após a sinterização;
- Caracterizar o composto quanto à sua microestrutura e propriedades mecânicas (Dureza HV e resistência à compressão).

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 METALURGIA DO PÓ

Metalurgia do pó (MP) é um dos mais promissores métodos para fabricação *near net shape* e de peças complexas, a fabricação de componentes via metalurgia do pó proporciona uma grande variedade de aplicações, sendo a produção de peças com formas definidas ou praticamente, dentro de tolerâncias muito estreitas, geralmente sem necessidade de operação de usinagens posteriores ou de qualquer outro tipo de acabamento. Usualmente, o produto final apresenta uma porosidade que afeta fortemente as propriedades mecânicas do material (REIHANIAN *et al.*, 2011).

A obtenção de peças através da metalurgia do pó convencional tem o início de ciclo com a seleção do pó metálico ou liga, após faz-se aplicação de pressão uniaxial ou biaxial (compactação) seguido por sinterização. No processo de sinterização, ocorre a ligação entre partículas que se dá principalmente por difusão. Os níveis de densidade obtida na sinterização são sempre menores do que o valor teórico devido a dificuldades envolvidas na eliminação dos pequenos poros (Chandramouli *et al.*, 2007), contudo, os componentes sinterizados são classificadas com propriedades abaixo da encontrada nos forjados, assim como, nas ligas fundidas de alumínio (TOTTEN & MACKENZIE, 2003).

A temperatura de sinterização em fase sólida deve ser mantida abaixo da temperatura de fusão dos materiais em pó, ou inferior à temperatura de fusão dos constituintes em maior proporção em fase líquida, se for utilizada uma mistura de pós metálicos esta temperatura deve ser utilizada entre 2/3 a 3/4 do material base (FERREIRA, 2002).

A finalidade da aplicação do lubrificante no processamento de peças via metalurgia do pó tem como propósito diminuir o atrito entre as amostras compactadas e a ferramenta, com o intuito impedir o desgaste dos componentes (GERMAN, 1997). No processo de compactação do alumínio geralmente é utilizado lubrificante a base estearato de zinco, utilizando na mistura proporção entre 0,5 e 1,5% em peso. A retirada do estearato deve ser executada antes da sinterização efetiva (LUMLEY, 2011).

Através do processo da metalurgia do pó torna-se mais viável a evolução de novos materiais, com a finalidade de obter combinações para alcançar propriedades estabelecidas para uma determinada aplicação. É uma tecnologia que manufatura materiais com propriedades especiais, como também é um processo que fabrica peças utilizando poucas máquinas. Metalurgia do pó tem muitos méritos, tais como: é um processo simples e de baixo consumo energético (JIA *et al.*, 2006).

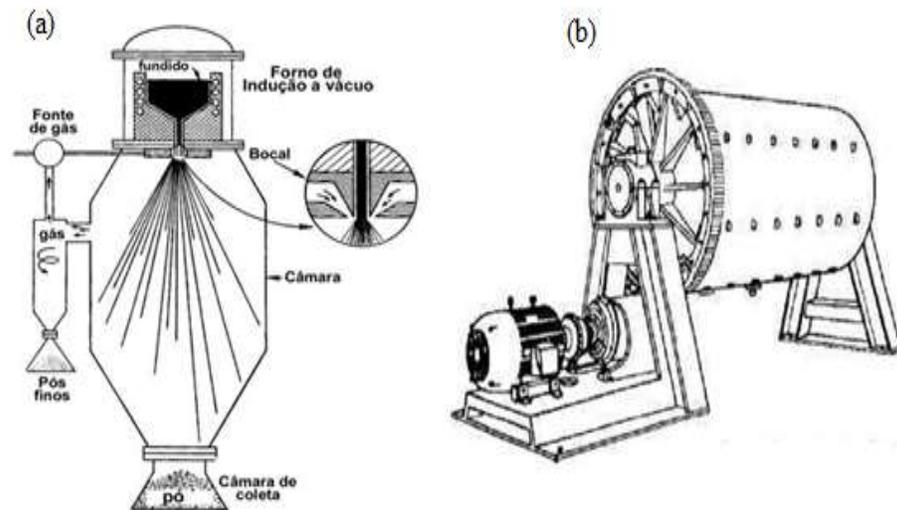
2.1.1 Obtenção do Pó

A obtenção de pós metálicos finos (baixa granulometria) tem atraído muito interesse na última década. A habilidade para produzi-los com um custo razoável é um importante desafio na área da Engenharia de materiais (CARNEY et al., 2006). Existem três categorias básicas para fabricação de pós, sendo baseadas em:

- Métodos mecânicos (atomização de metal fundido, quebra e moagem)
- Métodos químicos (reações de oxi-redução)
- Métodos eletrolíticos (deposição eletrolítica)

A Figura 3 está exibindo dois tipos de equipamentos que são utilizados para a obtenção de pó, na imagem (a) pode-se observar o processo de atomização, e na imagem (b) o moinho de bolas.

Figura 3 - (a) Atomização por ASEA-STORA- jato de argônio ou nitrogênio; (b) Moinho de bolas.



Fonte: Moro; Auras, 2007

O método de utilização para a obtenção do pó tem influência direta na qualidade do produto final da MP, pois cada tipo de processo da origem há um tipo de particulado. No caso da atomização Figura 3(a) o tamanho e a forma das partículas variam em função da espessura do filete, pressão do fluido, geometria do conjunto de pulverização e o tipo de atomização (água, ar). O moinho de bolas 3(b) é indicado para materiais frágeis ou fragilizados. Consiste em fragmentar o material com o auxílio de martelos ou moinhos até um determinado tamanho de partícula. (Moro; Auras, 2007).

A composição química do pó que se deseja obter, está inteiramente associada com o método de obtenção. Existem outras características que definem o tipo de obtenção a ser utilizada, como: A forma do pó, área superficial, escoabilidade, densidade aparente e compressibilidade. Sendo as três últimas, características fundamentais, pois estão inteiramente associadas com o controle do produto final, processados pela metalurgia do pó (GERMAN, 1994).

Para obtenção de novas ligas se faz necessário que os elementos químicos envolvidos tenham uma compatibilidade de ligações entre eles, este motivo é uma das maiores limitações para a obtenção de novos materiais. O ponto de fusão dos materiais envolvidos na obtenção de um nova liga não deve possuir um delta de temperatura de fusão muito diferente, pois deltas muito acentuados interfere na sinterização do material, pois sendo muito diferente, mudará de estado solido para fase líquida, desta forma tornando-se um obstáculo para o desenvolvimento de peças ou componentes mecânicos mais resistentes. No processo da MP estas questões de limitação praticamente são nulas, tornando factível a criação de novas ligas, como por exemplo, a sinterização com base de metais refratários e o tungstênio ou ainda molibdênio com prata e cobre (GERMAN, 1994).

2.1.2 Características dos pós

No processo da metalurgia do pó a qualidade do produto final está totalmente ligada as características do pó utilizadas, dentre elas, a forma e o tamanho das partículas individuais que acabam tendo maior relevância dentro do processo, por exemplo, uma partícula maior permite mais compactação, enquanto uma partícula menor permite uma superfície com menos rugosidade. (NEVES, 2005). Basicamente o método utilizado para a obtenção do pó, é que irá definir suas características, fornecendo as diversas formas, tamanhos, distribuição e outras características dos produtos produzidos, sendo indispensável o total controle e domínio do processo produtivo e caracterização dos pós (SCHAERER, 2006).

As partículas de pó possuem as mais diferentes formas podendo ser: fibrosa, dendrítica, angular, granular, porosa, aciculares, nodular, irregular ou esférica. A irregularidade da partícula ocasionará uma maior área superficial específica livre, com isso proporcionará um maior contato das moléculas durante o processo de sinterização, desta forma a densificação do componente aumentará ficando assim a peça mais compacta e com melhores propriedades mecânicas (MORO; AURAS, 2007).

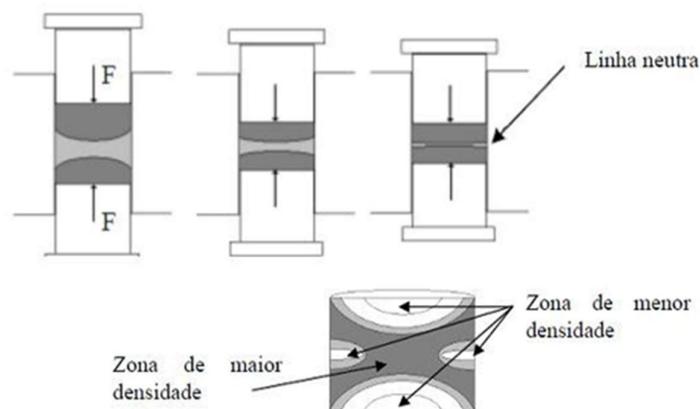
2.1.3 Compactação

As etapas de compactação e a sinterização são duas principais etapas intrínseco a qualquer processo de MP, sendo esta última basicamente igual para todos os métodos. A primeira etapa de compactação é aquela que apresenta maiores variações em sua aplicação, influenciando fortemente nas propriedades físicas e mecânicas dos compactados (KLAR, 2005).

No decorrer do processo de compactação que é a primeira das operações de consolidação da metalurgia do pó, uma quantidade predeterminada de pó é colocada na cavidade de uma matriz montada em uma prensa de compressão, que pode ser mecânica ou hidráulica. A compactação ocorre por deslocamentos simultâneos dos punções superiores e inferiores, à temperatura ambiente (MORO; AURAS, 2007).

A Figura 4 pode ser observado a matriz de duplo efeito e suas características em relação a aplicação de carga axial simétrica.

Figura 4 - Formação da linha neutra em compactação de duplo efeito

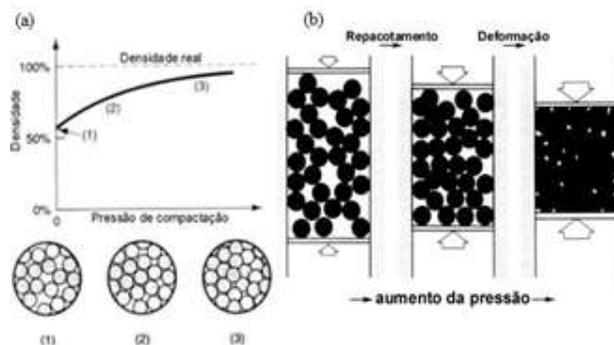


Fonte:(SEEBER, 2008) e (SAVI, 2011).

A matriz de duplo efeito é utilizada no processo de compactação por meio de pressão axial simétrica em relação seção central do compactado. Esse plano central é denominado “linha neutra” e representa o plano de menor densidade no compactado conforme mostra Figura 4. Essa distribuição de densidade pode gerar defeitos no elemento sinterizado (SEEBER, 2008).

A Figura 5(a) está exibindo o modo que o pó se comporta em relação a pressão de compactação pela densidade, na imagem (b) pode-se observar o comportamento das partículas durante a compactação.

Figura 5 - (a) gráfico esquemático da pressão de compactação pela densidade e (b) Comportamento das partículas na compressão

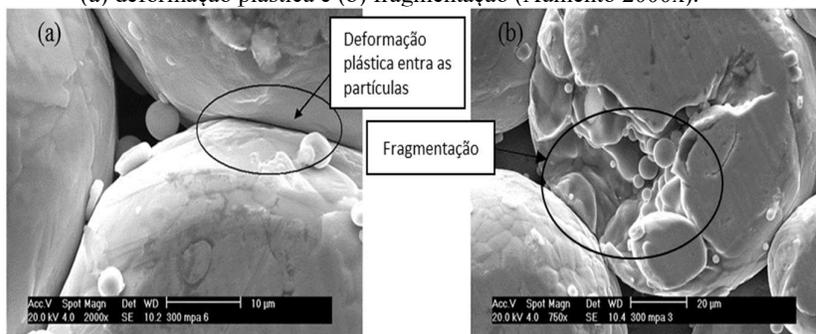


Fonte: PEREIRA, 2010

Durante os primeiros movimentos na compactação o punção causa apenas um adensamento ou repacotamento do pó, não havendo uma deformação nas partículas, não produzindo nenhuma adesão entre elas. Contudo, com o aumento da pressão, que varia de 1,6 a 9,3 Kgf/cm² (100 a 1000 MPa) ocorre deformação plástica das partículas, formando uma espécie de “solda fria” (MORO; AURAS, 2007).

Na Figura 6 pode ser observado a micrografia ilustrando o comportamento das partículas após a compactação de 300 MPa, na imagem (a) a deformação plástica e na imagem (b) a fragmentação.

Figura 6 - micrografia de amostras compactadas a 300 MPa ilustrando a ocorrência de (a) deformação plástica e (b) fragmentação (Aumento 2000x).



Fonte: Seeber, 2008

Seeber (2008) realizou a compactação do pó tungstênio, após realizar uma análise de micrografia, pode notar que na Figura 6(a), após um exame mais detalhado com magnificação de 2000x, o início de uma deformação plástica gerada pela ação da pressão de compactação de 300 MPa. Enquanto a presença de pequenos fragmentos de partículas de pó, evidenciado na Figura 6(b) demonstra a fratura da partícula. Este efeito previsto na literatura foi justificado pelo aumento considerável da resistência mecânica, tornando o material mais frágil.

Os lubrificantes e aglomerantes são usados no processo da metalurgia do pó com as seguintes finalidades: para minimizar o atrito (punção e matriz) e também entre as partículas de pó, facilitando a extração do compactado e visando diminuir gradientes de densidade, já os aglomerantes melhoraram as propriedades de empacotamento e facilitar o manuseio do compactado a "verde" (Seeber, 2008). Os lubrificantes e aglomerantes mais utilizados são: estearato de zinco, de lítio e polietilenoglicol. O estearato de zinco é um dos lubrificantes mais utilizados, possuindo ponto de fusão de 126 °C, bom desempenho em termos de lubrificação, incluindo a etapa de extração do compactado, boa escoabilidade da mistura e custo baixo (FERREIRA, 2002).

A utilização do estearato apresenta também algumas desvantagens podendo causar manchas na superfície da peça, deixa resíduos no interior do forno e restrições devido a presença do zinco (SAVI, 2011).

2.1.4 Sinterização

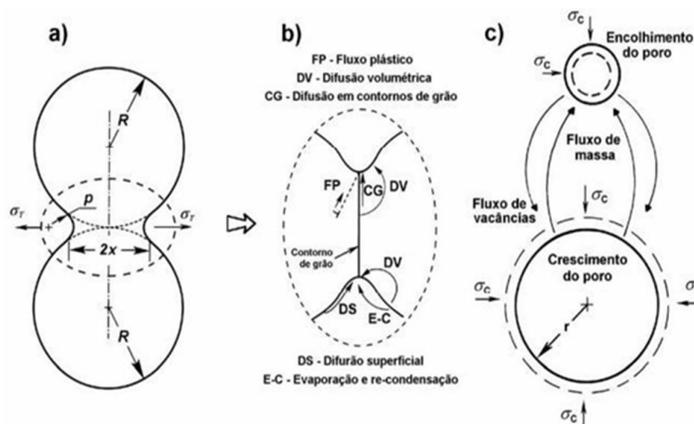
Basicamente existem dois tipos de sinterização na metalurgia do pó, sendo uma por estado sólido e a outra por fase líquida. A sinterização é uma das fases do processo da metalurgia do pó, sendo o meio responsável pela resistência estrutural da peça, onde, por aquecimento, em temperaturas abaixo do ponto de fusão estado sólido, as partículas são unidas de forma coerente, numa massa sólida. Os poros são eliminados a medida que as partículas se unem ao longo da sinterização, normalmente corresponde a 2/3 da temperatura de fusão do material (German & Bose, 1997). Em muitas ocasiões, isto traz como consequência a eliminação do espaço vazio existente entre as partículas, resultando em um corpo rígido e completa ou parcialmente denso (Brito *et al.*, 2007).

O uso do controle da atmosfera controlada é de extrema importância para evitar reações químicas indesejadas entre a peça compactada e o ambiente, o tamanho do grão, densidade dos sinterizados, tamanho e distribuição de outras fases e principalmente a oxidação são um reflexo direto deste controle. Durante o processo de sinterização a mudança de fase pode ser inibida, isso pode ocorrer dependendo da atmosfera utilizada, que venha a interferir na retirada das impurezas (NASLAUSKY, 2002). Sua força motriz é o decréscimo da energia livre, associado à superfície do conjunto de partículas, conseguido pela diminuição da superfície total do sistema (SILVA; JÚNIOR, 1998)

Poros podem ser interpretados como grandes acúmulos de vacâncias, sendo assim, a compreensão da sinterização é elucidada pela sua movimentação e consequentemente pela difusão. Basicamente ocorrem quatro mecanismos de movimento atômico na sinterização:

difusão superficial, do contorno de grão e por evaporação-condensação, difusão ao longo do volume como pode ser visto na Figura 7 (KNEWITZ, 2009).

Figura 7 - Tensões de Laplace trativas na interface entre as partículas (a), modos de difusão na região próxima ao pescoço “neck” (b) e tensões de Laplace e fluxo de vacâncias entre poros de diferentes dimensões (c)

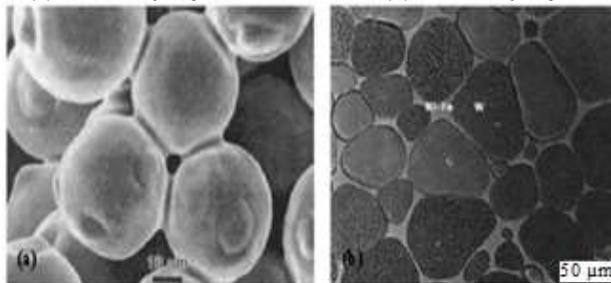


Fonte: KNEWITZ, 2009

Para que haja o processo de sinterização, se faz necessário uma força motora (energia térmica) que atue na diminuição da energia livre superficial do conjunto de partículas. Com o decréscimo de energia livre, diminui também a interface material/poro, que por sua vez, passa a ser material/material, resultando no desaparecimento da porosidade. Os processos de estado sólido e fase líquida tem a capacidade de densificar total ou parcialmente a estrutura, sendo que com o primeiro tipo, pode-se obter uma estrutura de porosidade controlada. Já o fechamento total dos poros pode ser obtido por meio da sinterização por fase líquida. (BRITO *et al.*, 2007).

A Figura 8 pode ser observada a imagem da sinterização por estado sólido e na imagem (b) a sinterização por fase líquida.

Figura 8 - (a) Sinterização por estado sólido e (b) Sinterização por fase líquida.



Fonte: ASM HANDBOOK, 1998.

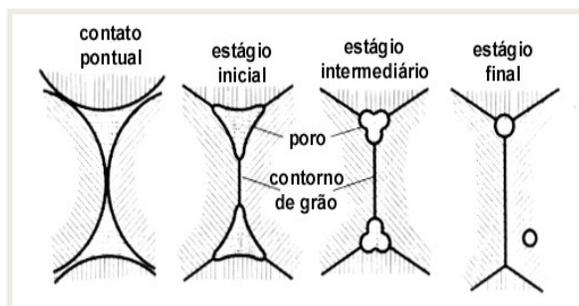
No decorrer da sinterização acontecem muitas modificações no interior do material, esta rápida modificação dificulta o processo de análise após o tratamento, podendo estas

modificações ocorrer concomitantemente ou sucessivamente (UPADHYAYA, 2002). O processo de sinterização pode acontecer sem que haja a contração ou expansão, conseqüentemente sem alteração dimensional definitiva.

O processo de sinterização é constituído por três etapas representadas numa típica curva tempo/temperatura. Na primeira etapa, ocorre a eliminação do lubrificante/aglomerante orgânico que é adicionado para facilitar a compactação e reduzir o atrito entre as partes. No segundo estágio, ocorre a densificação e o crescimento dos grãos, as partículas ainda se encontram conectadas isoladamente, isto é, a porosidade entre as partículas está contida. Os parâmetros que influenciam na microestrutura dos materiais sinterizados são: as características do pó, empacotamento das partículas, estrutura dos poros do compactado verde, taxa de aquecimento e ciclo de sinterização. (ALLIBERT, 2001).

O “patamar de sinterização” é atingido na terceira e última etapa e permanece na temperatura de sinterização, no qual é promovida um total de densificação (fechamento de porosidade), porém o uso de tempos elevados nesta etapa pode induzir o crescimento de grão (ALLIBERT, 2001). A Figura 9 mostra os estágios de densificação durante a sinterização.

Figura 9 - Região de conexão entre as partículas antes da sinterização, formação dos pescoços “necks”.



Fonte: Grupo Setorial, 2009.

Conforme ilustrado na Figura 9, no estágio inicial ocorre uma formação contínua de matéria, transformando-se em pontes sinterizadas denominado pescoço. O estágio intermediário é caracterizado pela densificação e crescimento do grão do material, com isso, ocorre uma redução no volume dos poros, e já no estágio final acontece o arredondamento dos poros, que são fechados, perdendo sua forma irregular (FERREIRA, 2002).

2.1.5 Sinterização Convencional

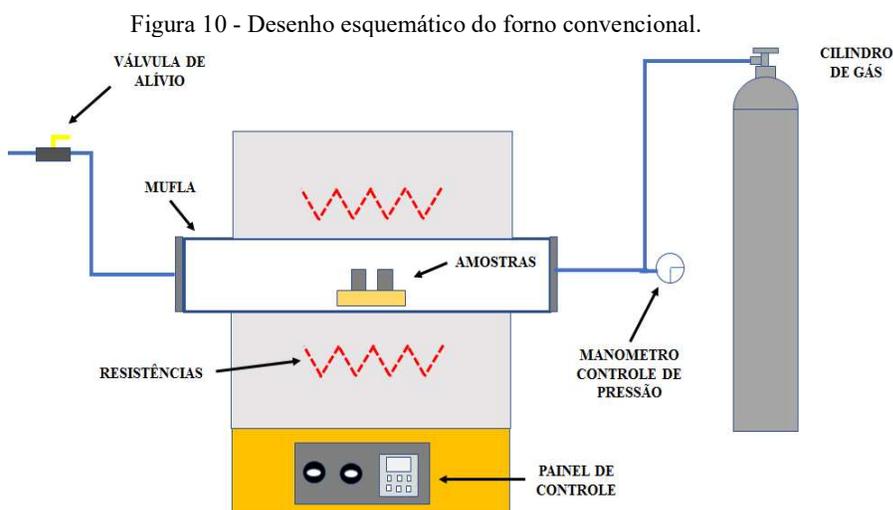
Sinterização em forno resistivo é utilizada tanto em escala industrial quanto em escala laboratorial. Trata-se simplesmente de usar um forno resistivo a qual se controla a atmosfera

para o processo de sinterização e extração de ligantes (geralmente utiliza-se uma mistura de gases) e fixa-se uma taxa de aquecimento, assim as amostras são sinterizadas apenas com o auxílio da temperatura. Neste processo são geralmente adotadas, baixas taxas de aquecimento e resfriamento, devido "à inércia térmica do sistema". Os fornos resistivos possuem uma geometria muito simples, sendo de fácil fabricação e com capacidade de processamento de uma maior quantidade de amostras cada vez (BRITO, MEDEIROS & LOURENÇO, 2007).

Os fornos para sinterização podem ser a gás ou elétricos, por resistência ou indução (aquecimento a vácuo geralmente). Os materiais utilizados na confecção dos fornos resistivos são de Ni-Cr para temperatura de trabalhos até 1150 °C, já para o patamar de 1400 °C o utilizado é o SiC, o molibdênio ou tungstênio proporcionam até temperatura da ordem de 1550 °C sendo obrigatório o uso de atmosfera protetora redutora de hidrogênio (FERNANDES, 2014). O objetivo de se trabalhar com atmosferas protetoras no processo de sinterização é de evitar a oxidação das peças e reduzir os eventuais óxidos, contidos nos pós, e que poderiam prejudicar o grau de sinterização (SILVA; JÚNIOR, 1998).

Segundo (Moro e Auras, 2007), ao longo do processo de sinterização convencional ter o domínio da atmosfera interna do forno de sinterização, possibilita quatro benefícios para a qualidade do produto: evita oxidação; previne ou minimiza reações químicas entre o compactado verde e os gases da atmosfera; remove impurezas superficiais e internas existentes; e eventualmente, fornece um ou mais elementos químicos para se ligarem com o compactado verde.

Na Figura 10 pode ser observado o desenho esquemático dos componentes de um forno de sinterização convencional.



Fonte: Própria

No processo de sinterização do alumínio, a temperatura de sinterização varia entre 510°C a 570°C. (GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ, 2009).

O processo de sinterização sofre com variações decorrentes do tempo de fabricação, influenciando diretamente na qualidade final do sinterizado. A temperatura, tempo e controle da atmosfera do forno são elementos principais que devem ser controlados ao longo do processo de sinterização (UPADHYAYA 2002). O acréscimo da temperatura de sinterização atua diretamente nos resultados finais das peças, concomitantemente com o tempo de sinterização, assim sendo, mesmo que o patamar de sinterização tenha um acréscimo com o tempo, o resultado final é sucinto em relação a dependência a temperatura. A força motora pode ser traduzida como a diminuição da energia livre, relacionada a toda a superfície das partículas (SILVA; JÚNIOR, 1998), quando se tem uma redução desta força com aumento do tempo em qualquer patamar de temperatura é um dos motivos que dificultam a retirada por completa da porosidade via processo de sinterização (UPADHYAYA, 2002 *apud* CARDOSO, 2016).

Os componentes de alumínio são compactados a baixas pressões e sinterizados em diferentes atmosferas controladas, como nitrogênio, hidrogênio, argônio e vácuo (TOTTEN & MACKENZIE, 2003). As atmosferas diferenciam-se conforme o tamanho da batelada de produção e tipo de equipamento utilizado. Em processos que requerem o uso de atmosfera inerte é preferido o nitrogênio. A amônia dissociada é utilizada como atmosfera de proteção em algumas linhas. Em processos especiais são utilizados fornos a vácuo (ESTRADA, 1990).

A utilização de atmosferas especiais de sinterização, proporcionam uma proteção contra a oxidação e re-oxidação dos pós metálicos sinterizados. Os poros interconectados no interior da peça proporcionam que os átomos de gás da atmosfera de sinterização fiquem alojados, desta forma, eles ficam aprisionados nos poros fechados, impedindo assim, a sua contração. A atmosfera de sinterização os átomos do gás podem também, difundir-se no metal, e também podem ligar-se com o metal (KONDOH K, 2001, *apud* CARDOSO, 2016).

O nitrogênio é um gás neutro, portanto não redutor, que pode provocar a formação de nitretos com certos elementos de liga, resultando em fragilidade do compactado sinterizado. A sinterização realizada sob a atmosfera de nitrogênio é incentivada devido ao baixo custo, alta pureza e também muito seco tendo seu ponto de orvalho em -65 °C, são fatores consideráveis na escolha do gás (CHIAVERINI, 2001). O gás argônio é um composto que apresenta uma inércia química, que não forma compostos estáveis à temperatura ambiente, sua obtenção se dá a partir do ar. A sua pureza é muito alta, menor do que 0,0005% de oxigênio e um ponto de orvalho inferior a -68 °C, é inflamável e inerte para todas as aplicações. Sua utilização é para a sinterização de metais refratários e reativos e também para preenchimento em fornos à vácuo. (KONDOH K, 2001, *apud* CARDOSO, 2016).

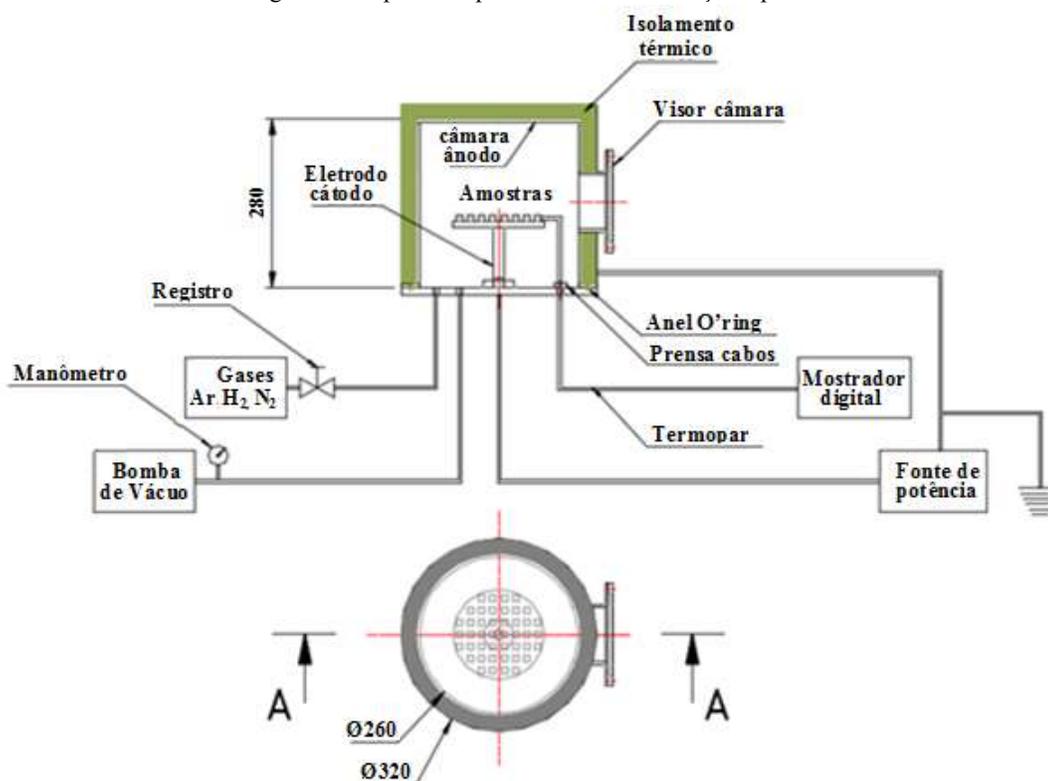
2.1.6 Sinterização a Plasma

O processo de sinterização via plasma em descargas elétricas de corrente contínua em regime anormal foi inicialmente desenvolvida pelo Departamento de Engenharia Mecânica da UFSC, em meados dos anos 90, tendo como precursores os Professores Aloísio Nelmo Klein e Joel Louis Renè Muzart (BRUNATTO, 2000). O plasma é, portanto, um gás ionizado, macroscopicamente neutro, ou quase neutro, e com um grau de ionização mínimo, tal que as partículas carregadas (íons e elétrons) banhadas no gás neutro apresentem, entre elas, um comportamento interativo de caráter coletivo (VON ENGEL, 1994).

O processo de sinterização a plasma se dá por meio do posicionamento das amostras em um dos eletrodos (cátodo ou ânodo). A partir do momento que as amostra se encontram posicionadas no cátodo, serão bombardeadas por neutros e/ou íons sendo este processo sua fonte principal de aquecimento (LAWALL, 2001).

Na Figura 11 pode ser observado o desenho esquemático de um equipamento com a denominação de todos os componentes que compõem todo o sistema operacional e de controle que são utilizados para a sinterização a plasma.

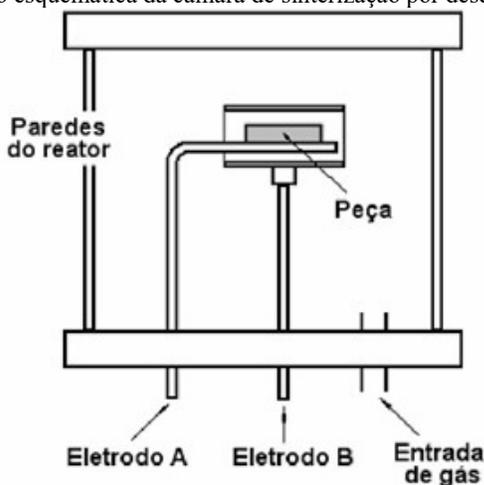
Figura 11 - Aparato experimental de sinterização a plasma.



Fonte: Fonte própria.

A sinterização em descarga luminescente anormal mostra-se como uma técnica eficiente para sinterizar materiais metálicos e composto. Os primeiros estudos foram realizados no fim dos anos 90, fazendo a sinterização de ferro puro, utilizando a configuração do cátodo (Batista *et al.*, 1998). Neste caso, conforme a Figura 12, a amostra funciona como cátodo da descarga (eletrodo A), polarizado negativamente, enquanto as paredes do reator e/ou um eletrodo envolvente (eletrodo B) atuam como ânodo aterrado.

Figura 12 - Representação esquemática da câmara de sinterização por descarga luminescente anormal



Fonte: Fernandes, 2014.

Segundo (Fernandes, 2014), devido ao forte campo elétrico formado entre o cátodo e a região luminescente a amostra sofre o bombardeamento de íons e átomos neutros rápidos, provocando uma série de reações, dentre elas o aquecimento da amostra a temperaturas usuais de sinterização (1150 °C). Neste caso algumas características do produto sinterizado se apresentam de modo distinto quando comparadas àquelas produzidas por aquecimento em forno resistivo. O selamento parcial da porosidade superficial pode ser citado como uma destas características principais. Este fenômeno pode ser atribuído ao bombardeamento íons e neutros rápidos, produzindo ativação dos mecanismos de evaporação, recondensação, assim como, na produção de defeitos cristalinos (densidade de vacâncias) e consequente ativação da difusão volumétrica localizada próxima à superfície (MALISKA *et al.*, 2003 *apud* CARDOSO, 2016).

Segundo Bogaerts *et al.* (2002), óxidos, produtos metálicos e orgânicos são resíduos indesejáveis na superfície das peças para a realização da sinterização devendo ser removidos. A limpeza com auxílio de descarga elétrica é geralmente realizada com atmosfera de O₂, H₂, N₂ ou com a mistura destes com um gás inerte (SANTOS *et al.*, 2005). Os desenvolvimentos realizados nas técnicas de limpeza utilizando o processo de descarga luminescente anormal se mostraram eficientes na remoção de resíduos como óleos e graxas. Estas técnicas trazem como

principais benefícios métodos que propiciam um processamento mais rápido e eficiente, assim como, a redução da emissão de poluentes, segundo (BELKIND *et al.*, 1995)

2.2 LIGAS DE ALUMÍNIO

Os sistemas de designação e classificação para ligas de alumínio para fundição não são padronizados internacionalmente, muitos países têm desenvolvido e publicado seus próprios padrões. No sistema apresentado pela *Aluminum Association* (AA) a designação é feita por quatro dígitos numéricos, sendo o último separado por um ponto dos três primeiros (XXX.X).

A tabela 1 apresenta a designação das ligas de alumínio para fundição, conforme (AA) (KAUFMAN, J.G. 2004).

Tabela 1- Sistema de designação das ligas de alumínio para fundição

Designação da série	Indicação da composição
1XX.X	Alumínio puro (99,00% pureza mínima)
2XX.X	Cobre
3XX.X	Silício com adição de cobre e/ou magnésio
4XX.X	Silício
5XX.X	Magnésio
6XX.X	Magnésio e Silício
7XX.X	Zinco
8XX.X	Estanho
9XX.X	Outros

Fonte: Kaufman, 2004

- Primeiro dígito: indica o principal elemento de liga;
- Segundo e terceiro dígitos: caracterizam ligas de composição específica;
- Quarto dígito: '0' (zero) indica peças fundidas e '1' e '2' material na forma de lingote.

A distinção das ligas em relação a pequenas variações de impurezas ou de elementos com pequenos percentuais é indicada por uma letra maiúscula (A,B,C...), que antecede o número.

O alumínio juntamente com suas ligas são extremamente utilizados nas mais diversas áreas dentro das indústrias de todos os segmentos, por se tratar de um material com grandes propriedades dentre as quais, pode-se salientar o baixo peso específico ($2,70 \text{ g/cm}^3$), aproximadamente 1/3 da do aço, alta ductilidade em torno de 40%, alta condutividade de $35 \times 10^4 \text{ } \omega \cdot \text{cm}^{-1}$ e condutibilidade térmica a 20°C de $0,52 \text{ cal/cm}^3/^\circ\text{C/s}$, estas características somadas

a alta resistência mecânica que os elementos de liga como Cu, Mg, Ni, trazem ao alumínio, proporcionam que este torne-se um material muito versátil nas construções mecânicas (GOMES, 1987).

A fabricação de componentes utilizando ligas de alumínio estão divididas em dois grupos distintos, as fundidas e as trabalháveis mecanicamente por diferentes por processos como laminação, trefilação, extrusão e forjamento. Estas ligas de alumínio ainda são divididas em tratáveis e as não-tratáveis termicamente (HUDA, Z. *et al.*, 2009).

Os projetos em geral utilizam ligas de alumínio especialmente devido as suas boas propriedades mecânicas e possibilidade de produzir peças fundidas com geometrias complexas com elevadas propriedades em serviço (KAUFMAN, 2004). Com essas ligas pode-se obter componentes de alta resistência onde a redução em peso é um critério importante. Contudo, as aplicações são restritas a temperaturas não muito elevadas, pois o endurecimento por precipitação das ligas de alumínio não suporta temperaturas acima de 200 °C sem perda de resistência mecânica (KRUPIŃSKI, M 2009).

No entanto, existem dificuldades quando se utiliza Al em pó em MP. Um problema é a presença de uma camada de óxido, que cobre completamente a superfície do pó, tanto na compressibilidade como na sinterabilidade (A. AROCKIASAMY, 2011).

A liga de alumínio AlSi12% é uma liga comercial de ampla aplicação na produção de peças fundidas, particularmente utilizada na engenharia automotiva e aeroespacial, devido as suas propriedades de resistência mecânica, excelente fluidez, boa resistência à corrosão e boa usinabilidade. Menor tendência à formação de trincas no uso em trabalhos a quente com baixo coeficiente de expansão térmica não sendo suscetível à corrosão sob tensão (ABAL, 2007).

2.2.1 Sistema Al-Si

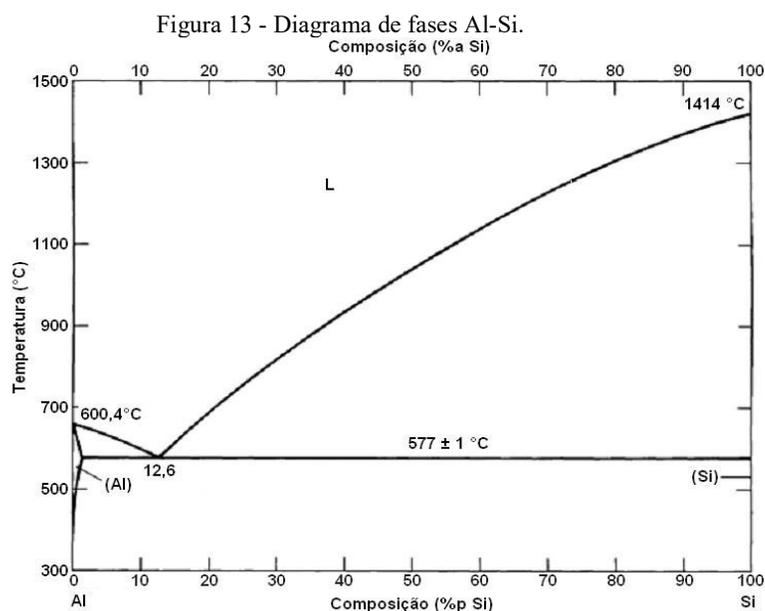
As ligas de Al-Si são amplamente utilizadas na indústria em substituição ao aço e o ferro fundido nos setores de alta tecnologia, como a indústria automobilística, aplicações em estruturas aeroespaciais e militares (PRUDNIKOV, 2009), raramente são ligas binárias e tem como objetivo melhorar suas propriedades, sendo necessário modificar sua composição adicionando elementos de liga, tais como Cu, Ni e Mg (SAMUEL, 2010).

O silício é a segunda impureza mais abundante no alumínio, proveniente da sílica ou de silicatos encontrados na bauxita. É também uma das adições mais comuns em ligas de alumínio, concedendo à liga fluidez durante a fundição e soldagem e altas propriedades mecânicas através da formação de compostos que fazem com que a liga seja termicamente

tratável (MONDOLFO, 1976). Ligas alumínio-silício representam cerca de 85% a 90% do total de peças fundidas em alumínio (PRUDNIKOV, 2009). As ligas Al-Si são conhecidas por serem resistentes ao desgaste, já que o silício, tanto na sua forma primária quanto na sua forma eutética é muito duro, alcançando mais de 1100 na escala Knoop (JORSTAD, 1996).

Essas ligas são muito utilizadas na aplicação para componentes de motores à combustão, devido à presença de quantidades elevadas de silício, precipitado em sua microestrutura, baixo coeficiente de expansão térmica e alta resistência mecânica quando adicionados outros elementos de liga como cobre, magnésio e níquel (SAMUEL, 2010)

A Figura 13 apresenta o diagrama de fase Al-Si, podendo-se observar o comportamento dos materiais ao longo do diagrama.

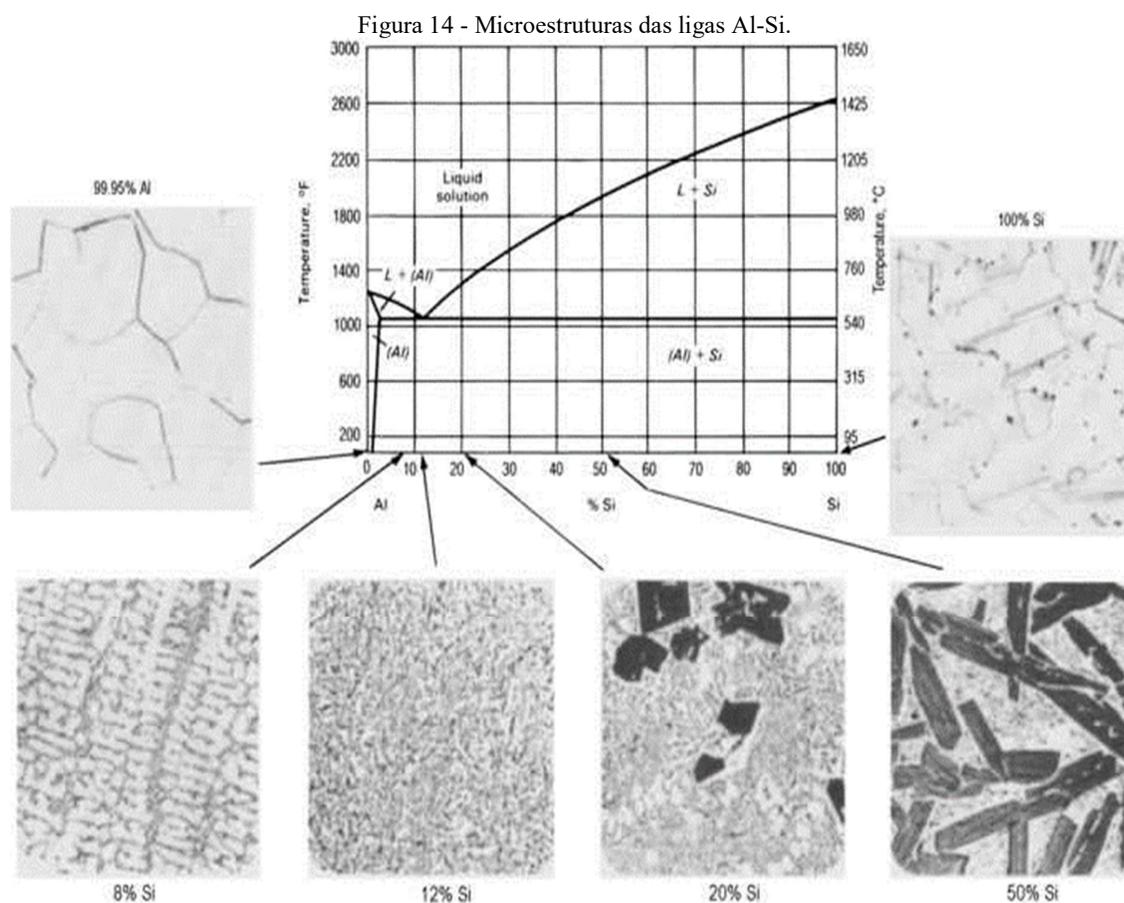


Fonte – ASM Metals Handbook, 1998.

O sistema Al-Si é um sistema eutético simples (Figura 13) que apresenta um limite de solubilidade na fase sólida em ambos os lados do diagrama e duas fases de solução sólida: alumínio e silício cúbicos de face centrada (CFC). O eutético se forma a 577 °C e 12,6% de silício. Na temperatura eutética, o silício apresenta 1,65% de solubilidade no alumínio e o alumínio apresenta menos de 0,034% de solubilidade no silício. A 300 °C, a solubilidade do silício no alumínio cai para 0,048% (HAQUE, 2001). De acordo com Rooy (1998), os componentes fundidos em ligas do sistema Al-Si apresentam uma microestrutura bruta de solidificação contendo partículas de Si com morfologia acicular, o que diminui a ductilidade.

As propriedades mecânicas das ligas binárias dependem menos de sua composição do que da distribuição e forma das partículas de silício. Partículas pequenas, arredondadas e homogêneas distribuídas, sejam elas eutéticas ou primárias, resultam em alta ductilidade com relativa alta resistência. Cristais de silício facetados e aciculares podem aumentar a resistência, mas diminuem a ductilidade e resistência ao impacto a fadiga (MONDOLFO, 1976).

A Figura 14 apresenta diferentes microestruturas para as ligas Al-Si de acordo com o teor de silício.



Fonte: ROOY, 1998.

Um dos principais elementos de liga do alumínio é o silício, que é bastante útil na produção das ligas de alumínio em fundição. Quando ligado ao alumínio, o alumínio forma um eutético com propriedades particularmente indicadas para fundição, como a boa fluidez do metal em fusão, resistência à fissuração a quente e boa resistência à corrosão (LIMA, 2012).

As ligas alumínio-silício comercialmente importantes podem ser classificadas em três grupos, de acordo com seu teor de silício (LIMA, 2012):

- (1) Ligas hipoeutéticas – contêm 5% a 10% de silício
- (2) Ligas eutéticas ou quase-eutéticas – contêm 11% a 13% de silício
- (3) Ligas hipereutéticas – Contêm 14% a 20% de silício

2.2.2 Elementos de Liga

Descrever a função de cada elemento de liga é difícil uma vez que esta se altera, não só com a quantidade dos elementos presentes na liga, mas também, pela sua interação com outros elementos. Em geral, pode-se dividir os elementos entre aqueles que conferem à liga a sua característica principal (resistência mecânica, resistência à corrosão e fluidez no preenchimento de moldes), os que têm função auxiliar, como o controle de microestrutura e das impurezas e traços que prejudicam a fabricação ou a aplicação do produto, os quais devem ser controlados no seu teor máximo (SILVA, 2011). Os elementos de liga aumentam consideravelmente a resistência do alumínio, assim como o tratamento térmico (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO, 2007).

2.2.3 Silício

O silício é o elemento mais utilizado nas ligas de alumínio fundido, a aplicação de 13% é a mais utilizada comercialmente. Provavelmente é uma das adições de menor custo feitas ao alumínio, que aumenta a fluidez do alumínio líquido permitindo que ele flua através de delgadas paredes na cavidade do molde reproduzindo detalhes mais delicados, características de usinagem, a resistência à corrosão, aumenta a razão resistência/peso, sendo um exacto bastante benéfico se as peças forem utilizadas a elevadas temperaturas, porém utilizados em altos teores diminui a usinabilidade (SALMUEL *et al.*, 2010). Diminui a porosidade e o coeficiente de expansão térmica e em teores altos. Quando combinado com o magnésio pode melhorar muito a resistência mecânica, por tornar a liga tratável termicamente (MOUSTAFA *et al.*, 2002).

2.2.4 Cobre

Melhora substancialmente a resistência mecânica e a dureza da liga, tanto antes como após o tratamento térmico. Dessa forma, o cobre torna as ligas Al-Si tratáveis termicamente

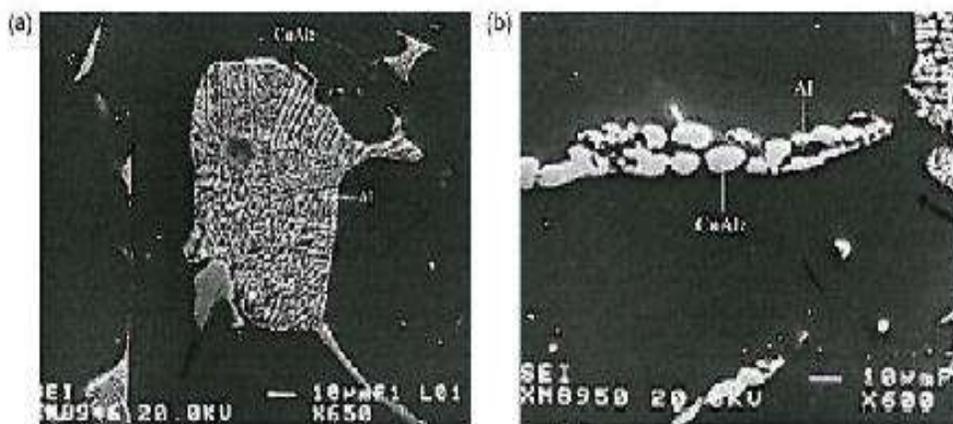
(endurecimento por precipitação). Geralmente reduz a resistência à corrosão e também as trincas de contração (fundição) (ASM, 1998).

As propriedades físicas importantes como o coeficiente de expansão térmica e a condutividade térmica não sofrem modificações significativamente com a adição de cobre, todavia, em comparação com a fundibilidade obtida com o silício, o cobre é inferior por proporcionar fragilidade à quente e redução da fluidez (FEIKUS, 1998).

Assim como o magnésio, adições de cobre aumentam o limite de resistência e escoamento ao mesmo tempo em que diminuem a ductilidade e a resistência à fratura (DONS *et al.*, 2005; MOUSTAFA *et al.*, 2002). Efeitos colaterais da adição de cobre em ligas Al-Si são: o aumento do intervalo de solidificação da liga (o que levaria à maior propensão a formação de defeitos de fundição como porosidades) (Cárceres *et al.*, 1999a), redução da temperatura eutética (aproximadamente 1,8 °C para cada 1% de cobre adicionado) e aumento da fluidez (aproximadamente 4%) (Moustafa *et al.*, 2002). A fração volumétrica da fase Al_2Cu aumenta em aproximadamente 0,76% a cada 1% de cobre adicionado (MOUSTAFA *et al.*, 2002).

A fase Al_2Cu pode solidificar em diferentes morfologias conforme (Figura 15), sendo que altas taxas de solidificação favorecem o aparecimento do Al_2Cu eutético em forma de lamela Figura 15(a), enquanto baixas taxas de resfriamento possibilita o aparecimento do Al_2Cu em formato de bloco Figura 15(b) (SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010).

Figura 15 - (a) Al_2Cu eutético lamelar; (b) Al_2Cu eutético em formato de bloco



Fonte - Li *et al.* (2003)

2.2.5 Níquel

As aplicações do níquel nas ligas de Al agregam o benefício de estabilidade dimensional e a resistência em temperaturas elevadas. Tem particular emprego em ligas para cabeçote de

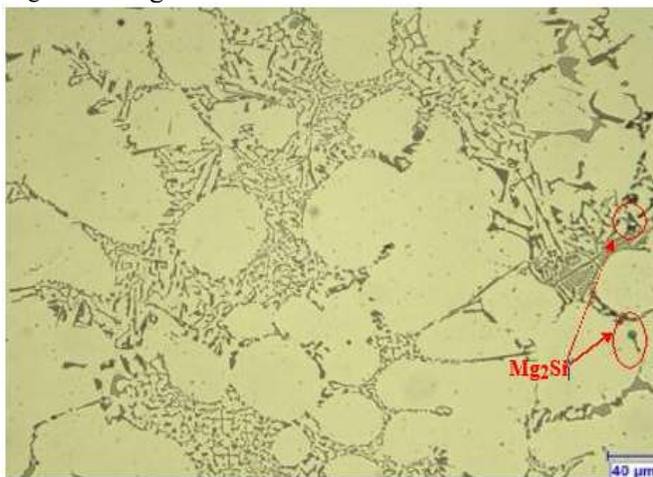
cilindros de motores de aeronaves com refrigeração a ar e em pistões de motores de combustão interna de automóveis. As ligas comuns empregam o níquel na faixa de 0,5 a 3,0% (HAQUE, 2001). Além disso, também são de muito interesse na área da Metalurgia do pó devido sua elevada pureza, podendo chegar a valores acima de 99,95% no caso do níquel carbonila, propriedades magnéticas, alta condutividade térmica e elétrica, baixo nível de oxidação e alta área superficial específica (DUTEL *et al.*, 2013). Os produtos sinterizados obtidos podem apresentar uma porosidade de aproximadamente 10%.

2.2.6 Magnésio

Segundo Dons *et al.* (2005) nas ligas de Al-Si tratáveis termicamente, o magnésio é a base para o desenvolvimento da resistência, e também para melhorar as propriedades mecânicas de ligas Al-Si fundidas. O magnésio aumenta o limite de escoamento ao mesmo tempo em que diminui a ductilidade e a resistência à fratura.

Observa-se a presença de partículas intermetálicas de Mg_2Si na microestrutura da Figura 16.

Figura 16 - Liga de alumínio 356 no estado bruto de fusão



Fonte: Mohamed, 2010.

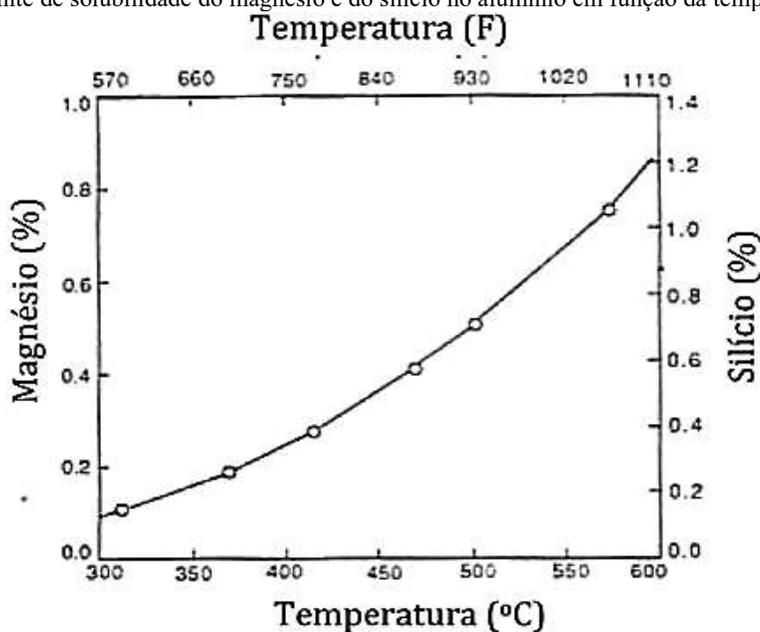
A adição de magnésio nas ligas de alumínio causa a redução da temperatura eutética e da fluidez da liga (Moustafa *et al.*, 2002), também causa uma modificação da composição química e morfologia dos intermetálicos contendo ferro de β (Al_5FeSi) para π ($Al_9FeMg_3Si_5$) (Joenoos; Gruzleski, 1991), ou $Al_8Mg_3FeSi_6$ na forma de escrita chinesa¹ (Tash *et al.*, 2007),

¹ Escrita chinesa: Fase intermetálica formada pelos elementos químicos Al-Mg-Fe-Si.

este comportamento dependerá da velocidade de resfriamento e composição química da liga. A liga A 356.2 tem alto conteúdo de magnésio, porém muito pouco cobre. As características de sua microestrutura serão então controladas por variações na composição química (MOHAMED, 2010).

Na Figura 17 pode-se observar o limite de solubilidade do magnésio e do silício no alumínio em função do patamar de temperatura empregado durante a fundição, onde o Mg tem uma menor solubilização em relação ao Si (APELIAN *et al.*, 1989).

Figura 17 - Limite de solubilidade do magnésio e do silício no alumínio em função da temperatura



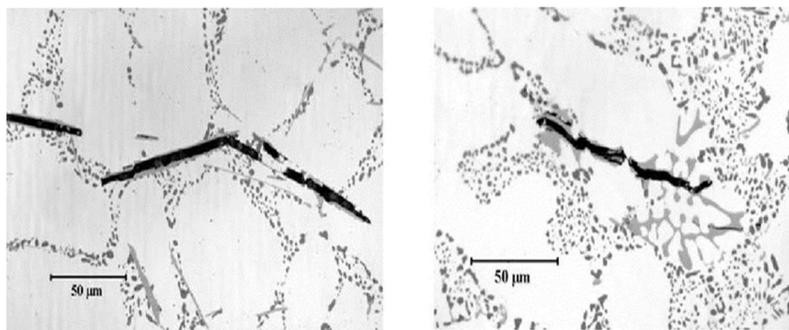
Fonte: Apelian *et al.* (1989).

2.2.7 Ferro

O ferro é uma impureza comum proveniente de diversas fontes e que é considerada prejudicial para ligas Al-Si por diversos motivos. Infelizmente, ainda não existe um processo economicamente viável para a remoção do ferro (Taylor, 1995).

O principal motivo pelo qual o ferro é um elemento indesejável em ligas Al-Si é a redução drástica na ductilidade das ligas contendo este elemento. Isso porque, quanto mais ferro, maior o número de intermetálicos formados e conseqüentemente, mais fácil a propagação de trincas (Figura 18). Além disso, altos teores de ferro podem ser responsáveis pelo aumento no número de porosidades (Taylor, 1995).

Figura 18 - Propagação de trincas através de partículas de Fe: (a) plaquetas de β -Al₅FeSi; (b) escrita chinesa α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂.

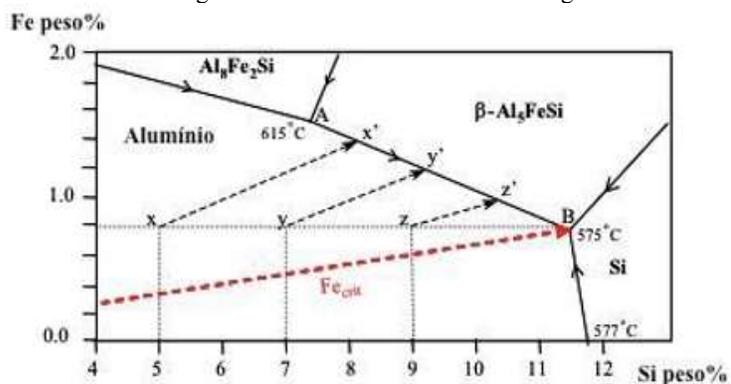


Fonte – Taylor, 1995

A adição em ligas de Al-Si resulta na formação de intermetálicos ricos em ferro com diferentes morfologias. O efeito desses intermetálicos no comportamento ao desgaste depende do seu tamanho e fração volumétrica. Em ligas pistão Al-Si, o ferro é um elemento desejável que melhora a estabilidade térmica e as propriedades da liga em altas temperaturas. A adição de 0,7% em peso de Fe aumenta a dureza e melhora a resistência ao desgaste (CHANDRASHEKHARAIH, 2009).

Na Figura 19 tem-se o diagrama de fase onde pode ser analisado o percentual de ferro solúvel em uma liga de Al-Si.

Figura 19 - Solubilidade do ferro em ligas de Al-Si



Fonte – Taylor, 1995

O alumínio líquido a um patamar de temperatura de 700 °C torna-se eficiente para dissolver até aproximadamente 2% em peso, no diagrama de fases Al-Fe o eutético é cerca de 1,9% Fe a 655 °C e, embora a solubilidade do ferro no estado líquido, ela é muito baixa no estado sólido, com isso possibilita o rearranjo com outros elementos e precipitar na forma de diversos intermetálicos (TAYLOR, 1995)

2.3 TRATAMENTO TÉRMICO NO ALUMÍNIO E EM LIGAS Al-Si

Os tratamentos térmicos são um conjunto de operações que incluem o aquecimento e resfriamento em condições controladas, que têm por objetivo, modificar as características dos materiais. Assim, torna-se viável a conseguir materiais mais adequados a cada aplicação, sem que os custos aumentem muito. As propriedades mecânicas das ligas do sistema Al-Si dependem principalmente da composição química da liga e dos parâmetros de fundição. A aplicação de tratamentos térmicos pode ainda influenciar essas propriedades. (SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010).

Existem inúmeros tratamentos térmicos para serem empregados nas ligas de alumínio, conforme está descrito na Tabela 2, que descreve os tipos de tratamentos “T”, esse tratamento em particular produz um ganho na resistência mecânica da liga através da precipitação dos constituintes em solução sólida supersaturada. Estes tratamentos segue a norma ABNT (NBR 6835).

Tabela 2- Identificação do tratamento térmico tipo “T”

Código	Definição
T1	Resfriado de um processo de conformação em alta temperatura e envelhecido naturalmente até uma condição estável.
T2	Resfriado de um processo de conformação em alta temperatura, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente até uma condição estável.
T3	Solubilizado, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente até uma condição estável.
T4	Solubilizado, envelhecido naturalmente até uma condição estável.
T5	Resfriado de um processo de conformação em alta temperatura e envelhecido artificialmente.
T6	Solubilizado e envelhecido artificialmente.
T7	Solubilizado e super-envelhecido.
T8	Solubilizado, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente.
T9	Solubilizado, envelhecido artificialmente e posteriormente trabalhado a frio.
T10	Resfriado de um processo de conformação em alta temperatura, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente.

Fonte: Callister, 2014

2.3.1 Tratamento Térmico por Solubilização

A solubilização consiste no aquecimento da liga a uma temperatura elevada, em geral próximo do ponto de fusão da mesma e manutenção a esta temperatura durante certo período de tempo, a sequência completa do tratamento de envelhecimento é representada na Figura 20. O processo basicamente é aquecer a liga até T_2 , e manter a essa temperatura durante o tempo necessário para que toda a fase β , seja dissolvida. Depois de realizar esta etapa, se faz necessário

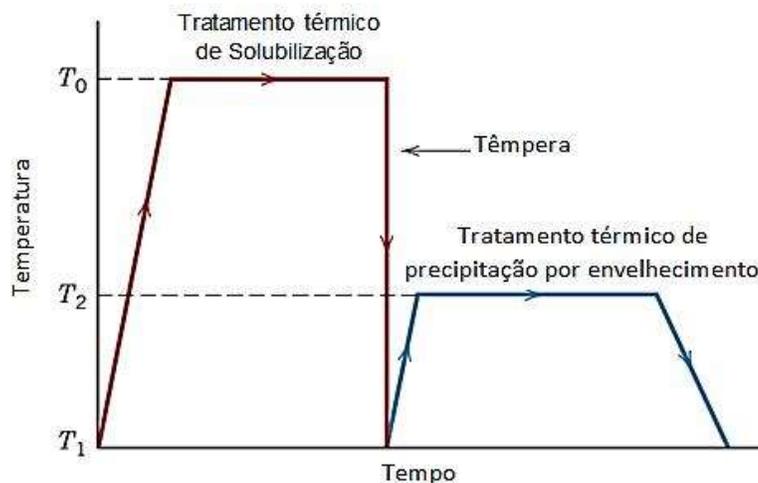
realizar um arrefecimento rápido até T_0 para evitar a geração de fase β pela difusão dos elementos de liga, passando a existir uma solução sólida sobressaturada, fase α (SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010). Após o tratamento térmico de solubilização a liga se torna relativamente dúctil e pouco resistente (CALLISTER, 2014).

2.3.2 Tratamento Térmico de Precipitação por Envelhecimento

O envelhecimento consiste no aquecimento da liga a uma determinada temperatura representada na Figura 20, onde a precipitação ocorre quando a solução sólida α supersaturada é aquecida a uma temperatura T_2 , que é uma temperatura intermediária e se coloca 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 (SJÖLANDER; SEIFEDDINE, 2010). O envelhecimento pode ocorrer espontaneamente à temperatura ambiente durante longo período de tempo, para algumas ligas (CALLISTER, 2014).

Na Figura 20 pode-se observar o gráfico do tratamento térmico de solubilização e precipitação, que foi construindo levando em consideração a temperatura versus o tempo durante o processo do tratamento.

Figura 20 - Esquema de Temperatura x Tempo para tratamentos térmicos de Solubilização e Precipitação

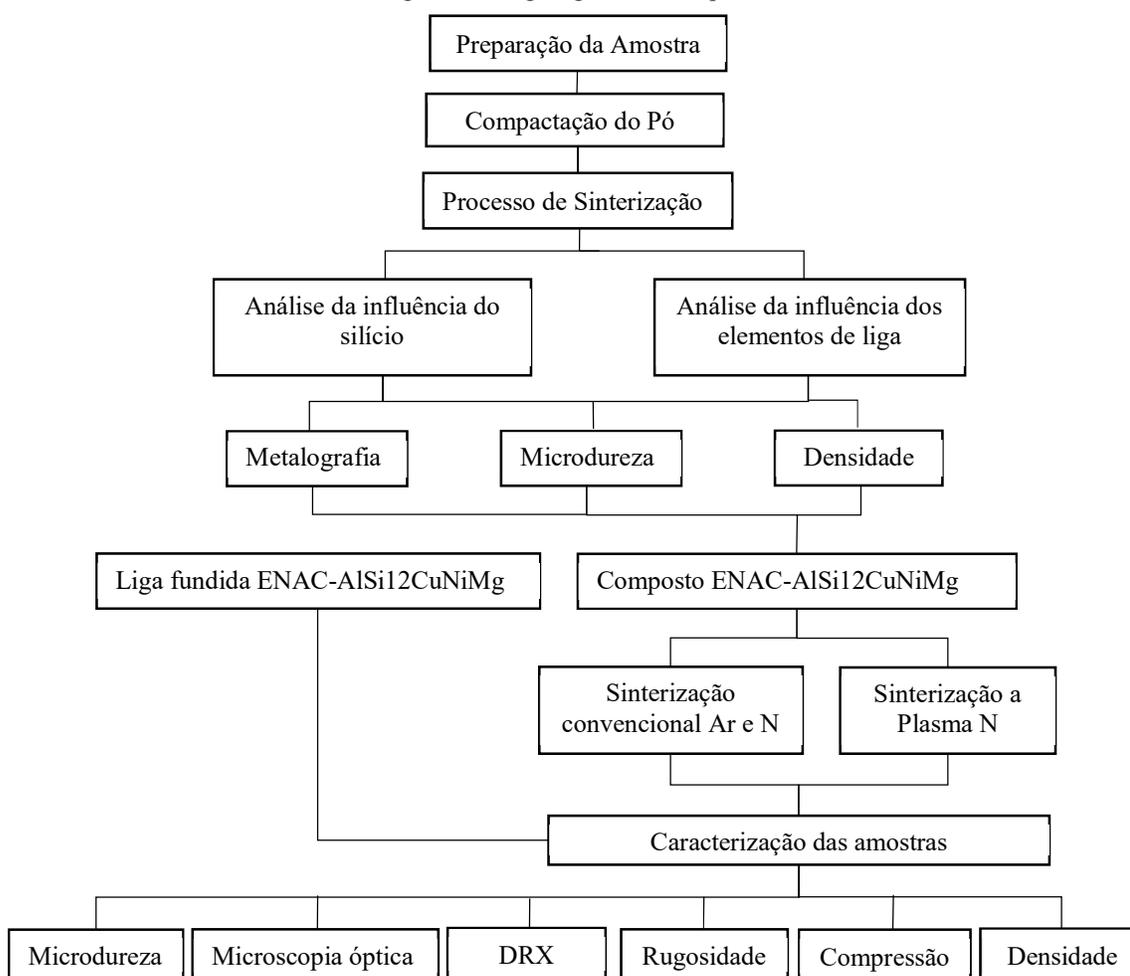


Fonte - Callister, 2014.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

No decorrer deste trabalho foi utilizado como base o pó de alumínio com pureza de 99,7% doado pela empresa Alcoa, o qual foi incorporado o percentual dos demais elementos da composição da liga comercial EN AC-48000 (AlSi12CuNiMg), com a seguinte composição (Si12%; Fe0,45%; Cu1,08%; Mg1,08%; Ni1,14%). Na Figura 21 está apresentado o organograma do trabalho, com todo o passo a passo seguido.

Figura 21 - Organograma das etapas do trabalho.



Fonte: Autoria própria.

O planejamento detalhado dos procedimentos experimentais é uma forma de organizar as demandas do trabalho, desta forma, elaborou-se um organograma para facilitar o entendimento do desenvolvimento das diversas etapas realizadas no trabalho.

3.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Todas as etapas do processo de preparação das amostras foram realizadas de acordo com cada norma vigente, que estabelece os procedimentos a serem seguidos, a fim de obter resultados confiáveis das amostras produzidas.

3.1.1 Preparação e homogeneização dos pós

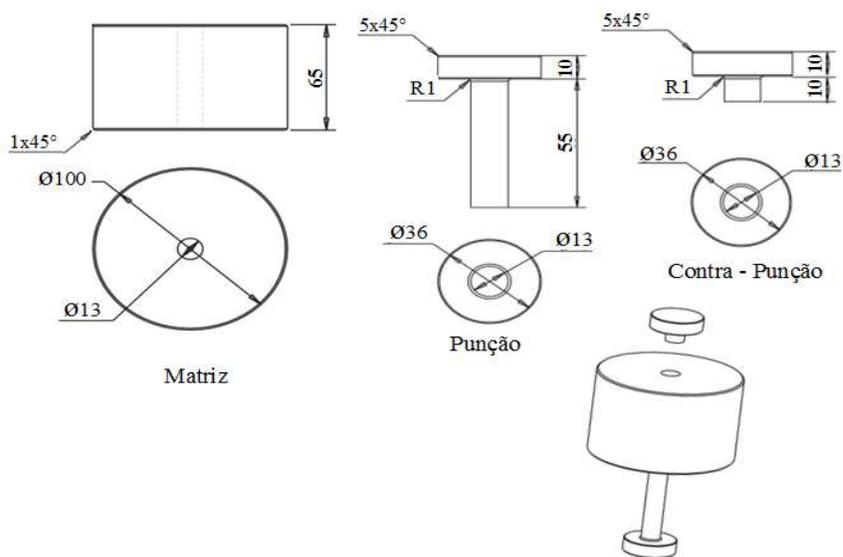
Para efetuar a medição dos corpos de prova utilizou-se uma balança analítica marca Marte AL 500, com capacidade de utilização entre 0,02 g à 500 g, apresentando uma resolução de 0,001 g, onde mediu-se a massa dos pós para garantir as proporções adequadas da liga, a fim de obter os resultados de suas massas para os cálculos de percentual de cada elemento na mistura. Para obter uma mistura adequada dos pós utilizados e com a devida proporção desejada de cada material e para garantir a mais perfeita homogeneização possível foi utilizado um homogeneizador. Nestas misturas foram acrescentadas 1,5% de estearato de zinco na massa total da mistura dos pós em seus devidos percentuais, com o objetivo de facilitar o deslizamento das partículas de pó, diminuindo o atrito entre os componentes do ferramental de compactação.

3.1.2 Processo de compactação das amostras

Para efetuar o processo de compactação do pó, foi empregada uma prensa hidráulica da marca EKA, modelo PHB-40 capacidade máxima de 40 toneladas. Foram compactadas 10 amostras em cada tipo de ensaio, utilizando pressões entre 100 e 1000 MPa. A Figura 22 apresenta a matriz de compactação que foi empregada para a compactação dos corpos de prova do trabalho.

O conjunto da matriz que está disposto na Figura 22, é composta por o corpo da matriz, o punção superior e inferior ou contrapunção, fabricados em aço D6 temperado. A matriz foi confeccionada com 100 mm de diâmetro externo e 13 mm de diâmetro interno com 63 mm de altura (h), o punção inferior foi produzido com 65 mm de comprimento e o inferior com 15 mm ambos com o Ø 13 mm. A compactação foi realizada em uma matriz uniaxial de simples ação, os procedimentos adotados ao longo da compactação de ambas as amostras foram as mesmas, para auxiliar na extração das amostras o estearato de zinco foi aplicado no orifício da matriz e também nos punções.

Figura 22 - Matriz usada no processo de compactação das amostras



Fonte: Autoria própria.

3.1.3 Construção da curva de compressibilidade

Para construir a curva de compressibilidade o primeiro passo foi efetuar o processo de obtenção da densidade aparente do material, que se caracteriza como o primeiro ponto da curva de compressibilidade. Este método, consiste em medir densidade do material que preenche um recipiente de volume conhecido, sem que este venha a sofrer algum tipo pressão durante a acomodação na cavidade.

Após o preenchimento completo do recipiente é feita a medição da massa do material, que nele foi depositado, a densidade é descrita pela divisão da massa encontrada pelo volume. As amostras foram processadas utilizando diferentes pressões de compactação, o intervalo variou de 100 a 1000 MPa, sendo produzido um total de 10 amostras verdes. A partir da medição dessas amostras, foi possível confeccionar a curva de compressibilidade com as informações de pressão e compactação. A densificação das amostras está diretamente ligada com o aumento da pressão aplicada, desta forma, as amostras com maior carga aplicada tendem a obter uma maior densificação consequentemente a redução no percentual de porosidade.

3.1.4 Densidade das amostras

Para encontrar a densidade a verde das amostras, também chamada de massa específica aparente, foi adotado o princípio da massa pelo volume calculado por meio das medições das

amostras após a compactação. Já para determinar a densidade das amostras sinterizadas foi empregado o Método de Arquimedes, que conforme norma MPIF-42, se baseia no empuxo exercido sobre a amostra durante sua imersão em uma vasilha com água acoplado a uma balança analítica, cuja intensidade é igual à massa do volume do fluido deslocado. Para realizar o levantamento das medições utilizadas para a determinação das densidades foram utilizados os seguintes equipamentos: Uma balança de analítica marca Marte AL 500, com capacidade de utilização entre 0,02 g à 500 g, apresentando uma resolução de 0,001 g e um paquímetro digital, da marca Insize, com resolução de 0,01 mm.

3.2 TIPOS DE PROCESSOS DE SINTERIZAÇÃO

Os métodos de sinterização empregados neste trabalho, tiveram o intuito de realizar uma verificação do comportamento individual por processo e também por atmosfera de controle em cada um deles, como pode ser observado no desenvolvimento dos tópicos.

3.2.1 Processo de sinterização convencional

O processo de sinterização convencional foi realizado em um forno do tipo mufla, da marca Sanchis, modelo ESP, onde as amostras foram dispostas em uma base, sendo desta forma aquecidas pela irradiação térmica das resistências pertencentes ao forno.

Na Tabela 3 estão dispostos os compostos utilizados no processo de sinterização convencional e suas devidas composições químicas.

Tabela 3 - Materiais sinterizados convêncionalmente

Processos de Sinterização	Número amostra	Material Base	Composição química					
			Si2%	Si4%	Si6%	Si8%	Si10%	Si12%
Convencional argônio	18	Al	Si2%	Si4%	Si6%	Si8%	Si10%	Si12%
Convencional argônio	15	AlSi12	Fe0,45%	Cu1,08%	Mg1,08%	AlNi1,14%	X	X
Convencional argônio	10	Composto EN AC- 48000	Si12%	Fe0,45%	Cu1,08%	Mg1,08%	Ni1,14%	X
Convencional Nitrogênio	10	Composto EN AC- 48000	Si12%	Fe0,45%	Cu1,08%	Mg1,08%	Ni1,14%	X

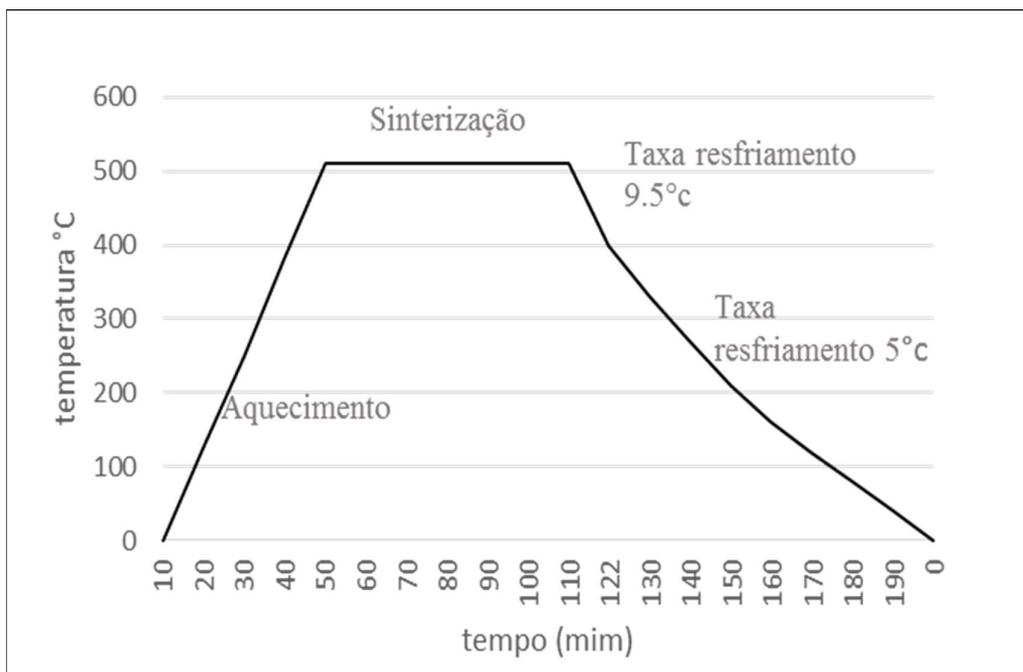
Fonte: Autoria própria.

No período do processamento as amostras ficaram expostas a atmosferas controladas, estas atmosferas de tratamento foram obtidas com gás argônio e nitrogênio, com teores de 99,99% de pureza. O processo de sinterização foi dividido em duas etapas, um com sinterização com atmosfera controlada com argônio e outra controlada com nitrogênio.

O processo de aquecimento das amostras teve início em temperatura ambiente (18 °C) com um acréscimo gradual de 10 °C/min até atingir um patamar de temperatura de 510 °C, permanecendo por um período de 60 minutos, desta forma efetuando a sinterização completa e a consolidação das partículas metálicas. Depois de uma hora expostas à temperatura de 510 °C, o forno foi desligado e as amostras foram mantidas no seu interior, até o completo resfriamento. A taxa média de resfriamento decresceu 9,5 °C/min até atingir 400 °C, após este patamar a redução assumiu 5 °C/min até atingirem a temperatura ambiente (GARCIA *et al.*, 2016).

Na Figura 23 estão presentes as variáveis tempo versus temperatura do ciclo térmico de sinterização.

Figura 23 - Representação gráfica do processo de sinterização em forno convencional.



Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 4 pode-se observar as atmosferas de controle utilizadas nas amostras sinterizadas no processo convencional.

Tabela 4 - Parâmetros do processo de sinterização convencional.

Processo	Atmosfera	Etapa	Tempo (min)	Temperatura (°C)	Taxa de aquecimento (°C/min)
Convencional	Ar	Aquecimento	50	25-510	10
		Sinterização	60	510	-
		Resfriamento	80	25	-5
	N ₂	Aquecimento	50	25-510	10
		Sinterização	60	510	-
		Resfriamento	80	25	-5

Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 4 estão dispostos os parâmetros do processo que foram utilizadas em cada ciclo de sinterização, foram utilizados os mesmos tanto para atmosfera de argônio quanto para nitrogênio.

3.2.2 Processo Sinterização a plasma

A sinterização a plasma foi realizada conforme a metodologia desenvolvida por Cardoso (2016). O reator utilizado para a sinterização das amostras a plasma foi em formato cilíndrico, confeccionado em aço inoxidável AISI 310, com as dimensões de 280 mm de altura e 260 mm de diâmetro, na parte inferior está localizada a bomba de vácuo, conexões de gases, manômetro e termopar para medição da temperatura. A estanqueidade da câmara foi assegurada por meio de O-rings de elastômero. O regime utilizado nos ensaios foi a descarga luminescente anormal, e para o controle atmosférico durante o processo de sinterização foi utilizado o nitrogênio. A forma de medição de temperatura interna da câmara, foi por meio de um termopar fixado a uma falsa amostra de alumínio já sinterizado anteriormente pelo processo convencional em forno resistivo.

O processo de sinterização ocorre quando as amostras são bombardeadas por íons moléculas e/ou átomos neutros rápidos, proporcionando o seu aquecimento. A atmosfera do reator trabalhou com a pressão em torno de 6×10^{-1} mbar, sob um ambiente de vácuo a fim de remover oxigênio mais humidade. A tensão de trabalho que foi utilizada para a abertura do plasma em torno de 300 volts e atmosfera de nitrogênio com 0,5 mbar de pressão; estes parâmetros também foram utilizados por (CARDOSO, 2016).

Na Tabela 5 está disposto o composto utilizado no processo de sinterização a plasma e sua composição química.

Tabela 5 - Material sinterizado a plasma.

Processos de Sinterização	Número amostra	Material	Composição química				
Sinterização Plasma Nitrogênio	10	Composto EN AC-48000	Si12%	Fe0,45%	Cu1,08%	Mg1,08%	Ni1,14%

Fonte: Autoria própria.

No processo de sinterização a plasma do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg), pretendia-se trabalhar com uma temperatura de sinterização de 510 °C, porém não foi possível, pois durante o processo de aquecimento do forno para atingir a temperatura de sinterização, as amostras acabavam sofrendo uma reação que acontecia muito abaixo da temperatura de sinterização. As amostras começavam a apresentar uma certa instabilidade superficial, surgindo pequenas áreas fundidas. Suas superfícies acabavam eclodindo, e para isso, somente foi possível sinterizá-las a temperatura de 410 °C.

Na Tabela 6 estão dispostos os parâmetros utilizados no processo de sinterização a plasma, com todos os ajustes realizados durante o processo de produção das amostras.

Tabela 6 - Parâmetro de processo adotado para sinterização a plasma.

Processos de Sinterização	Etapas do processo	Tempo (min)	Faixa de Temperatura (°C)	Taxa de Aquecimento (°C/min)	Pressão (mbar)	Gás
Sinterização Plasma Nitrogênio	Aquecimento 1	~30	Ta - 280	5	0,5 - 1	H2
	Retirada do Lubrificante	90	280	-	1	H2
	Aquecimento 2	~10	280 - 410	10	1 - 2,5	N2
	Sinterização	60	410	-	2,5	N2

Fonte: Adaptado Cardoso, 2016

3.3 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS NO COMPOSTO

3.3.1 Influência do Silício

A fim de verificar e entender qual a influência do silício no composto intermetálico de pós elementares (AlSi12CuNiMg), foram produzidas amostra de Al-Si com diferentes taxas do percentual em peso do alumínio, para isso, foram compactadas seis amostras com os percentuais

de 2%, 4%, 6%, 8%, 10% e 12% de Si. Após a sua sinterização pelo processo convencional com atmosfera controlada por nitrogênio, foram realizadas análises de micro dureza e ensaio metalográfico. Na Tabela 7 está disposta a quantidade das amostras processadas com base de alumínio e adição de percentual de Si.

Tabela 7 - Amostras de alumínio com adição de Si.

Base	Al	Al	Al	Al	Al	Al
Número de amostras	3	3	3	3	3	3
Si	2,00%	X	X	X	X	X
Si	X	4,00%	X	X	X	X
Si	X	X	6,00%	X	X	X
Si	X	X	X	8,00%	X	X
Si	X	X	X	X	10,00%	X
Si	X	X	X	X	X	12,00%

Fonte: Autoria própria.

3.3.2 Influência dos elementos no composto

A fim de verificar e entender melhor qual a influência dos elementos de liga que compõem o composto intermetálico de pós elementares (AlSi12CuNiMg), foram produzidas amostra com base de Al-Si12 com a adição de um percentual de cada elemento em peso do alumínio, desta forma, foram compactadas 3 amostras de cada uma delas, conforme Tabela 8. Após a suas sinterizações pelo processo convencional com atmosfera controlada por nitrogênio, foram realizadas análises de microdureza e ensaios metalográficos.

Tabela 8 - Percentual de elemento no composto intermetálico

Composto	AlSi12	AlSi12	AlSi12	AlSi12
Número de amostras	3	3	3	3
Cu	1,08%	X	X	X
Ni	X	1,14%	X	X
Mg	X	X	1,08%	X
Fe	X	X	X	0,45%

Fonte: Autoria própria.

3.3.3 COMPOSTO DE PÓS ELEMENTARES AlSi12CuNiMg

Com os resultados não satisfatórios dos testes com os diferentes gradientes de temperatura, adotou-se outro procedimento, o de variar o elemento químico da composição do

composto. Desta forma, buscou-se encontrar uma resposta para o problema da reação que ocorria durante o processo de sinterização a plasma.

O primeiro elemento a ser testado foi o magnésio (Mg), pois segundo Moustafa *et al.* (2002), um dos efeitos colaterais do magnésio é a redução na temperatura eutética, então foram preparadas amostras do composto com a ausência desse elemento e levado ao forno para ser submetido ao processo de sinterização, porém esta primeira tentativa foi sem sucesso, pois quando o forno atingiu a temperatura de 450 °C, houve a reação da mesma maneira das amostras anteriores. A ideia de que a ausência de magnésio não elimina a fase de baixo ponto de fusão de uma liga do sistema Al-Si-Cu-Mg é reforçada pelo trabalho de ZEREN *et al.* (2011).

O segundo elemento a ser retirado do composto foi o silício (Si), que possui um grande percentual adicionado ao composto, 12% da massa total do alumínio. Os efeitos causados pelo Si, segundo Samuel *et al.* (2010), é o aumento da fluidez nos processos de fundição, aumento da resistência à corrosão e diminui a usinabilidade, como pode-se perceber, nenhum dos efeitos faz referência a diminuição de temperatura de fusão.

Porém, analisando o diagrama de fase nota-se que neste percentual de adição (12%), é o ponto eutético mais baixo do material, podendo trazer grande contribuição para o insucesso da sinterização, mesmo não formando liga. Desta forma, foram preparadas amostras do composto com a ausência desse elemento e levado ao forno para ser submetido ao processo de sinterização, que obteve o melhor resultado com relação a temperatura, pois foi possível atingir o patamar de 510 °C para a sinterização das amostras.

3.4 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS

Após à finalização do processo de obtenção das amostras, foi necessária a realização das devidas análises de forma a obter e verificar o quanto cada processo influi nos resultados da sinterização de cada amostra. Desta forma, foram selecionadas as seguintes análises para estudos: microdureza Vickers, microscopia óptica, difração de raios-X, ensaio de compressão, análises de densificação e análise da rugosidade.

3.4.1 Microdureza

Com o objetivo de avaliar a resistência mecânica do material, foram realizados ensaios de microdureza *Vickers*. A medida de microdureza *Vickers*, segundo a norma ASTM E 384 – *Standard Test Method for Microhardness of Materials*, define o ensaio de microdureza como a

dureza de microindentações realizadas em equipamento calibrado com penetradores de diamantes de geometrias específicas.

O equipamento utilizado para os ensaios de microdureza *Vickers* foi o microdurômetro automático digital, da marca *Insize*, modelo ISH – TDV1000, para cargas de trabalho de 50 gf e tempo de indentação de 10s na escala *Vickers*. As medidas realizadas nas amostras, metalograficamente preparadas, foram tomadas aleatoriamente na seção superior da amostra, com as impressões suficientemente espaçadas, de modo a não interferir mutuamente. Os resultados foram dados pelo próprio equipamento, depois de medidas as diagonais das impressões produzidas (dez medidas, sendo desconsiderados os valores extremos (máximo e mínimo) e o resultado apresentado consistindo na média dos valores obtidos.

3.4.2 Microscopia óptica

A técnica de microscopia óptica foi utilizada para obter imagens das microestruturas das amostras, e para isso, passaram por um processo de preparação, onde as amostras tiveram que seguir uma sequência de lixamento em lixas com granulometria de #320, #400, #600 e #1200. Em todas as etapas do lixamento foi utilizada álcool como lubrificante e refrigeração, após o lixamento, efetuou-se o polimento das amostras com alumina de 0,3 μm . As amostras foram então lavadas em álcool e secas em soprador térmico.

À princípio, as amostras foram investigadas sem ataque químico, a verificação foi realizada somente com amostras polidas. Após esta análise preliminar, realizou-se ataque químico onde foi utilizada uma solução de ácido fluorídrico (HF0,5%) e água destilada, sendo o ataque efetuado por imersão durante 5 segundos em temperatura ambiente. Realizou-se o ataque químico da superfície polida visando-se realçar outros microconstituintes presentes de forma a torná-los observáveis ao microscópio óptico.

3.4.3 Difratomia de Raios-X

Para identificação das fases nas amostras sinterizadas neste trabalho, foi utilizado um difratômetro da marca SIEMENS - modelo TIPO D500, utilizando tubo de raios-x fonte de Cu ($\lambda=1.542 \text{ \AA}$) com tipo de espectro por contagem e tensão de operação de 40 kV, ângulos de 20 ° a 150 ° com incremento de 0.05s, tempo de escaneamento de 0.8s. As análises dos resultados obtidos no ensaio de difratometria foram analisados com o auxílio do software X'Pert da Philips.

3.4.4 Ensaio Compressão

As amostras sinterizadas foram submetidas ao ensaio de compressão com carga de 60 KN. O objetivo deste ensaio é verificar a carga máxima que o material pode suportar antes que comece a se deformar ou chegar à ruptura. O equipamento utilizado foi uma máquina universal de Ensaio Emic DL60000, com célula de carga de 600 KN. Durante o ensaio foi utilizado uma taxa de compressão de 3 mm/min, os corpos de prova foram usinados com o diâmetro e altura pré-definidos para atender os requisitos da Norma ASTM E9-89^a, como pode ser observado na Tabela 9.

Tabela 9 - Dimensões dos corpos de provas do ensaio de compressão, conforme norma ASTM E9-89^a.

	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5
Altura inicial (mm)	13.3	12	12.1	12.8	13.2
Diâmetro inicial (mm)	8.3	8.2	8.3	8.3	8.3
Altura Final (mm)	5.5	5.02	4.4	5.1	-
Área Inicial (mm²)	53.6	52.8	54.0	54.1	53.5

Fonte: Autoria própria.

3.4.5 Tratamento térmico T6

Após as medições de microdureza, as amostras foram submetidas ao tratamento térmico T6, em uma empresa fabricante de peças de alumínio em forno poço. Os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial foram realizados a temperaturas de 480 °C e 220 °C com duração de cinco (5) horas e duas (2) horas, respectivamente. O tempo do tratamento de solubilização foi contado a partir do instante em que o forno alcançou a temperatura de 480 °C. Depois analisou-se novamente as peças.

3.4.6 Rugosidade média (Ra)

A análise de rugosidade foi utilizada para verificar a influência dos distintos processos a qual foram submetidas as amostras, com a finalidade de obter informações de acabamento superficial. As medições foram efetuadas com o auxílio de um rugosímetro portátil digital, modelo SJ-201 da marca Mitutoyo, sendo utilizado o parâmetro de medição Ra, o qual este equipamento apresenta uma resolução de medição de 25 µm.

3.4.7 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

O Microscopia eletrônica de varredura (MEV) é um dos mais versáteis instrumentos disponíveis para a observação e análise de características microestruturais de objetos sólidos. Foi utilizado para avaliação dos pós utilizados neste trabalho, e para obter as imagens utilizou-se um microscópio de varredura da marca Zeiss EVO MA10, com detector de elétrons secundários (SE).

3.4.8 Análise via EDS

É uma técnica usada para identificar a composição elementar de uma amostra ou pequena área de interesse na amostra. As análises por espectroscopia de energia dispersiva foram realizadas no microscópio eletrônico de varredura da marca Jeol 5800, num sistema de microsonda da marca Noran Instruments, acoplado ao MEV do Centro de microscopia eletrônica.

3.4.9 Análise via DSC

Differential scanning analysis (DSC) é uma técnica térmica na qual as diferenças no fluxo de calor na substância e referência são medidas como uma função da temperatura da amostra enquanto as duas estão submetidas a um programa de temperatura programada. A marca do equipamento utilizado nas análises foi *Thermal Analises* e o modelo SDT Q600.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo apresenta os resultados obtidos através das análises mencionadas na metodologia deste trabalho, bem como a discussão dos mesmos.

4.1 ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓPTICA

A análise da composição química da liga fundida do pistão foi realizada por espectrometria de emissão óptica (para determinação do teor de silício e demais elementos da composição) em um espectrômetro da marca Spectro, modelo SpectroMaxx. A liga utilizada neste trabalho contém aproximadamente 12% em peso de Si juntamente com Cu, Ni, Fe e Mg como os principais elementos de liga. A adição de Cu e Ni é benéfica para as propriedades mecânicas, especialmente em temperaturas elevadas (CALLISTER, 2014). Na Tabela 10 apresenta-se a análise química da liga comparando os dados da especificação técnica do fabricante com os resultados da análise obtida por espectrometria. Verifica-se que os teores de todos os elementos estão dentro da faixa de composição especificada pela norma EN AC-48000, onde EN AC faz referência a Norma Europeia de materiais e 4800 é a designação numérica da norma para este material com composição química AISi12CuNiMg (MALKETFROM, 2016). A liga de alumínio fundido EN AC-48000 (AISi12CuNiMg), utilizado na indústria automotiva, servirá como um balizador para os resultados encontrados nas amostras.

Tabela 10 - Composição química (% em peso) da liga de EN AC- 48000 (AISi12CuNiMg) em estudo.

Elementos		Al	Si	Cu	Ni	Mg	Fe	Mn	Ti	Zn
Especificação	MIN	Balanço	10,5	0,8	0,7	0,8	0	0	0	0
	MÁX		13,5	1,5	1,3	1,5	0,7	0,35	0,25	0,35
Espectrometria de emissão óptica		Balanço	12	1,08	1,14	1,08	0,452	0,014	0,007	0,0089

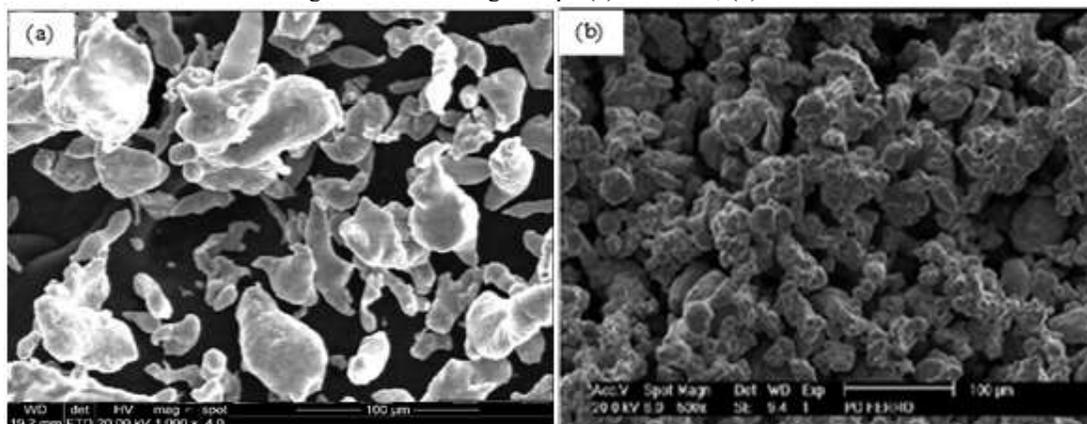
Fonte: www.maketfrom.com

4.2 CARACTERIZAÇÃO DO PÓ

Para o desenvolvimento deste trabalho foi utilizado o Al como base e adição de alguns elementos químicos. Nas Figuras 24, 25, 26 podem-se observar as características de cada um destes elementos. Na Figura 24(a) observa-se a micrografia do pó de alumínio (Al), e na Figura 24(b) a do pó de Ferro (Fe), as imagens foram obtidas por microscopia eletrônica de varredura

(MEV). Para o Al, as partículas possuem morfologia arredondada e irregulares com tamanho de 10 μm até 100 μm , já no MEV do pó de Ferro as partículas possuem formatos morfológicos irregulares e nodular, variando nos tamanhos de 20 μm até 50 μm .

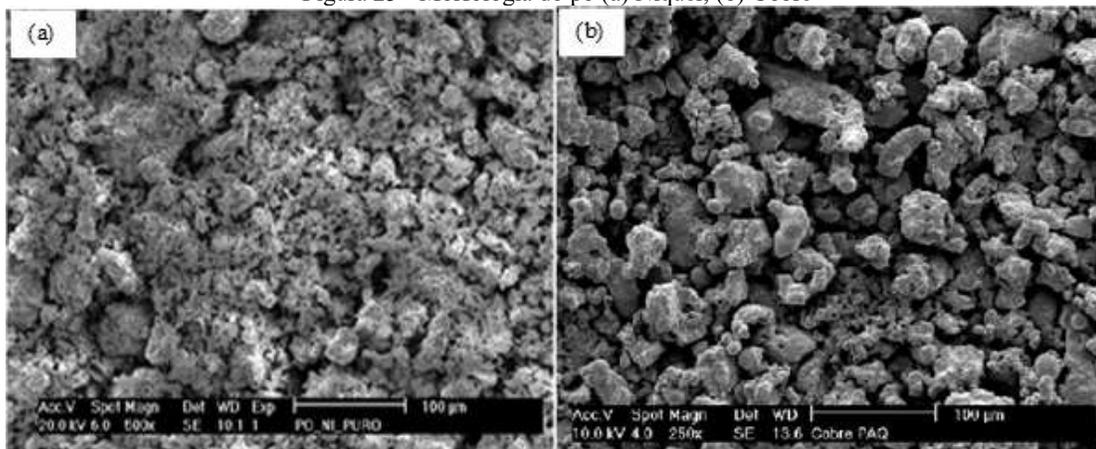
Figura 24 - Morfologia do pó (a) Alumínio; (b) Ferro



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 25(a) observa-se a micrografia do pó de Ni, e na Figura 25(b), a do pó de cobre, sendo que as imagens foram obtidas por MEV. As partículas de Ni possuem morfologia arredondada, aglomeradas e dendrítica com tamanho de 20 μm até 50 μm , já no pó de cobre as partículas possuem formatos morfológicos muito irregulares do tipo granular e em sua maioria irregular, variando entre de 10 μm até 50 μm .

Figura 25 - Morfologia do pó (a) Níquel; (b) Cobre

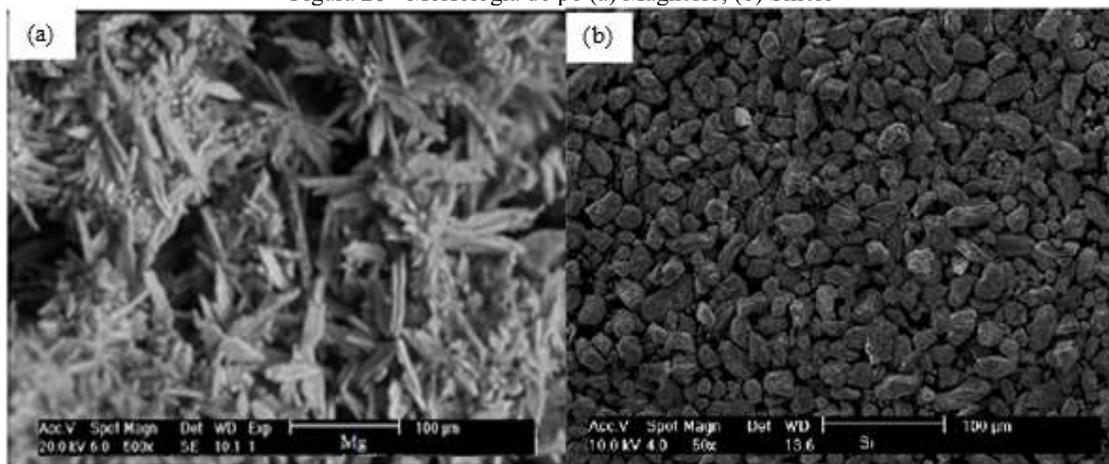


Fonte: Autoria própria.

Na Figura 26(a) observa-se a micrografia do pó de Mg, e na Figura 26(b), a do pó de Si, sendo que as imagens foram obtidas por MEV. Nota-se que para o Mg, as partículas possuem

morfologia fibrosas e dendrítica com tamanho de 20 μm até 80 μm , já no MEV do pó de Si as partículas possuem formatos morfológicos do tipo granular e em sua maioria irregular, variando nos tamanhos de 20 μm até 50 μm .

Figura 26 - Morfologia do pó (a) Magnésio; (b) Silício

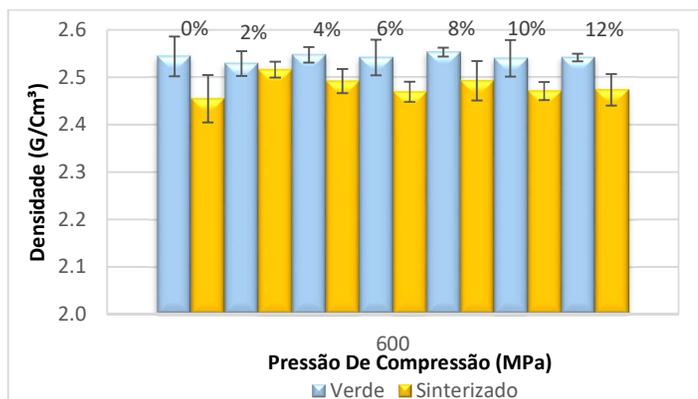


Fonte: Autoria própria.

4.3 ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DO SILÍCIO

O silício foi adicionado nos percentuais de 2%, 4%, 6%, 8%, 10% e 12%, a uma base de alumínio, a fim de se obter a influência de cada percentual isoladamente na base de alumínio. As amostras foram produzidas com pressões de 600 MPa. Na Figura 27 pode-se avaliar a influência do percentual de silício adicionado a uma base de alumínio, quanto sua densificação, o processo de sinterização utilizado para sinterizar estas amostras foi o convencional com atmosfera controlada com argônio.

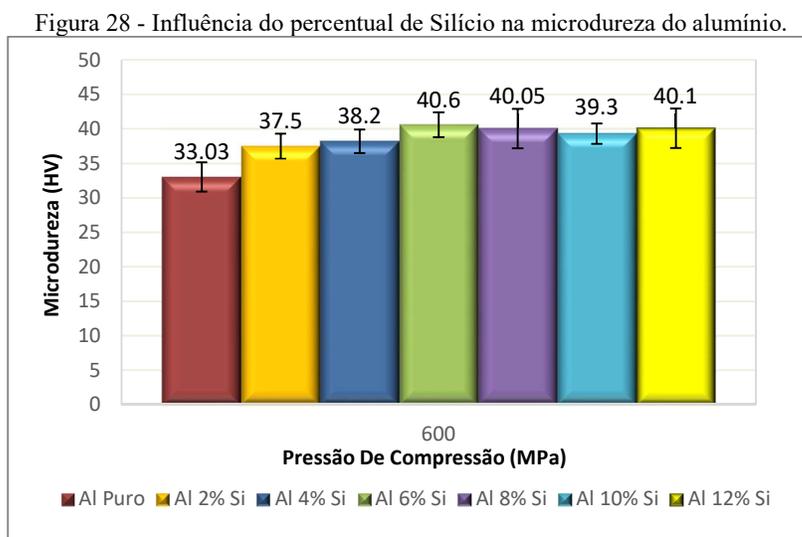
Figura 27 - Influência do percentual de silício na base do alumínio



Fonte: Autoria própria.

Levando em consideração a densidade teórica da composição o melhor resultado de densificação foi obtido a partir da adição de 2% de Si, onde foi encontrado o valor de 2,54g/cm³ de densidade a verde atingindo um percentual de 96,3% de densificação, e após o processo de sinterização convencional com atmosfera controlada por argônio o valor foi de 2,45 g/cm³, com um percentual de 93,7% de densificação. Os demais percentuais de adição de silício ficaram em torno de 95% de densificação a verde e 93% de densificação para o sinterizado. Desta forma pode-se verificar que o percentual variável e progressivo de silício aplicado a uma base de alumínio, não sofre uma variação considerável.

Analisando-se a Figura 28, pode-se observar a influência da adição de silício na microdureza do alumínio, onde variou-se o percentual de 2%, 4%, 6%, 8%, 10%, e 12%, a fim de verificar qual seria seu comportamento após a sinterização convencional com atmosfera controlada por argônio.

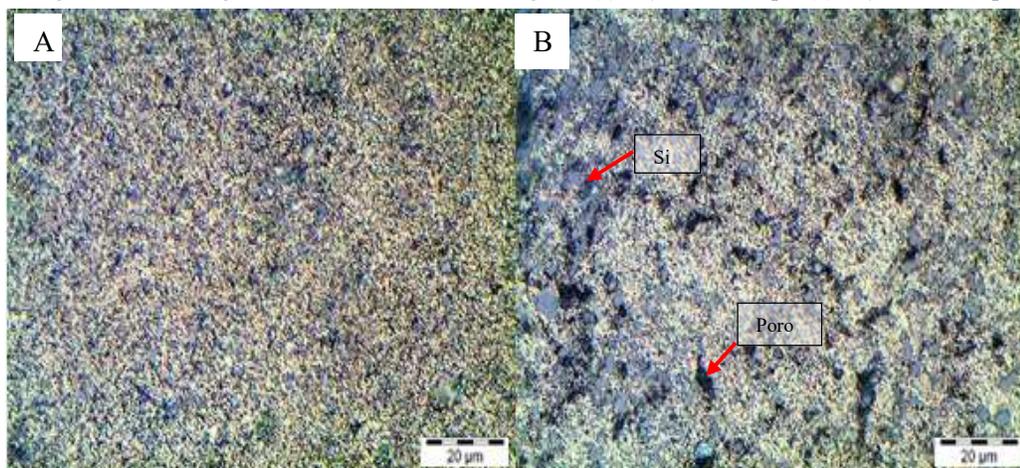


Fonte: Autoria própria.

Conforme observado na Figura 28 não foi obtido uma variação muito considerável entre a amostra de 2% a 12%, levando em consideração a grande diferença em percentual adicionado ao alumínio. A menor microdureza foi obtida com 2% de silício com uma média de 37,5 HV_{0,05} e a maior microdureza foi com 6% com média de 40,6 HV_{0,05}, também se observa que os resultados 6% a 12% estão bem próximos sem muita variação.

A Figura 29 mostra as metalografia obtida por microscopia óptica (MO), das amostras de Al com a adição de 2% e 12%, em atmosfera de argônio pelo método convencional a 510 °C - (a) Al 2%Si 20 µm sem ataque (b) Al 12%Si 20 µm com ataque.

Figura 29 - Metalografia amostra convencional argônio (a) 20 μ m sem ataque (b) 20 μ m com ataque.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 29(a) sem o ataque químico, apresenta a metalografia de uma amostra de Al com a adição de 2% de Si, onde é possível observar poucas partículas de silício com diferentes morfologias medindo entre 5 a 15 μ m e sem haver interação com a base de Al devido a não miscibilidade entre os compostos (CACERES, 1996).

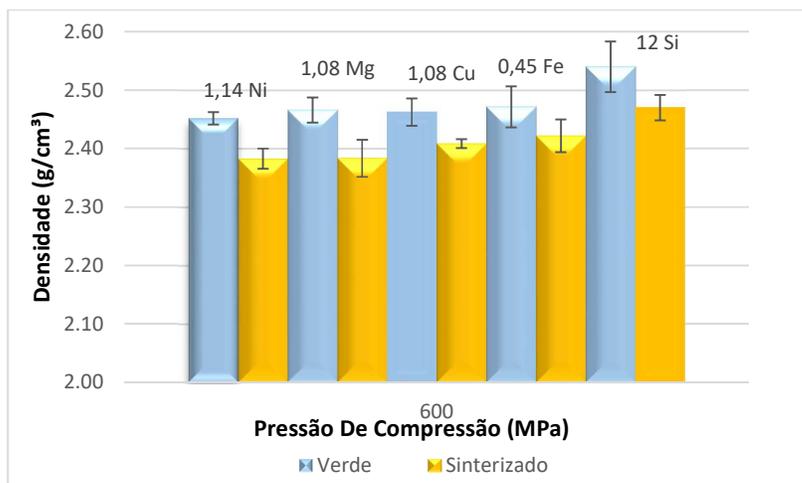
A Figura 29(b) com ataque químico apresenta a metalografia de uma amostra de Al com a adição de 12% de Si; nesta amostra é possível observar muitas partículas de silício com diferentes morfologias variando de 5 a 20 μ m. Com o aumento do percentual de Si, observa-se também um acréscimo na porosidade do material, segundo informações Infomet, (2017), o silício propicia a redução da porosidade nas peças fundidas, o que não ocorre no processo de sinterização.

4.4 ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS NO COMPOSTO

Analisando a Figura 30 pode-se avaliar a influência de cada elemento químico (Ni, Mg, Cu, Fe) na densificação do composto. Os elementos foram adicionados a uma base de Al-12%Si, a fim de se obter o resultado da influência de cada elemento de liga isolado nesta base.

As amostras foram produzidas com pressões de 600 MPa. O melhor resultado de densificação foi obtido a partir da adição de 0,45% de Fe, onde foi encontrado o valor de 2,47 g/cm³ de densidade a verde, ou seja, atingindo um percentual de 91,5% de densificação, e após o processo de sinterização o valor foi de 2,42 g/cm³, com um percentual de 89,7% em relação a densidade teórica do alumínio.

Figura 30 - Influência dos elementos químico na base de alumínio.

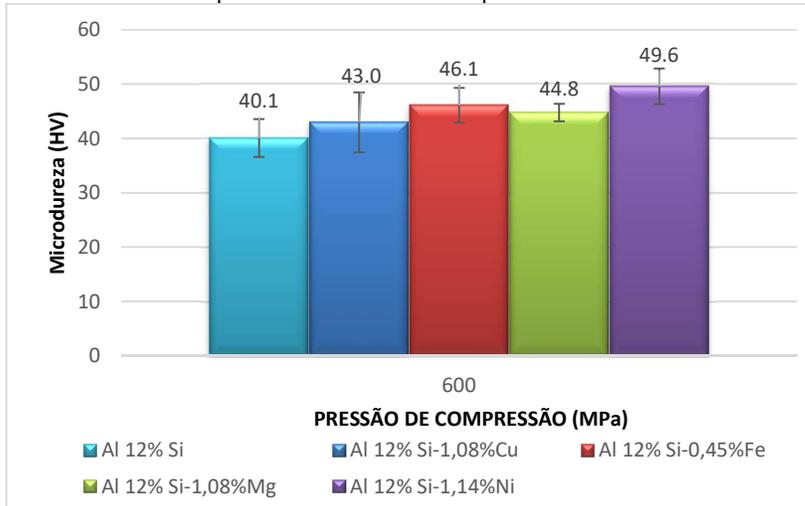


Fonte: Autoria própria.

Lembrando que os percentuais de densificação obtidos são relacionados a densidade teórica do alumínio que é de 2,7 g/cm³ (Zilnyk, Cintho, 2008). Os demais elementos ficaram com percentual de densificação a verde de 91,2% e 88,9% nos sinterizados.

Analisando-se a Figura 31, pode-se observar a influência dos elementos químicos adicionados à base de AlSi12 quanto à microdureza superficial das amostras. Analizando-se cada elemento (Ni, Mg, Cu, Fe) misturado ao composto separadamente, com o intuito de obter informações mais precisas de suas características e comportamento, sinterizando-se as amostras pelo processo convencional com atmosfera de argônio. Compactando-se todas as amostras com pressão de 600 MPa, pressão esta que é a mais indicada para o processo de compactação.

Figura 31 - Influência do percentual dos elementos químicos na microdureza do alumínio.



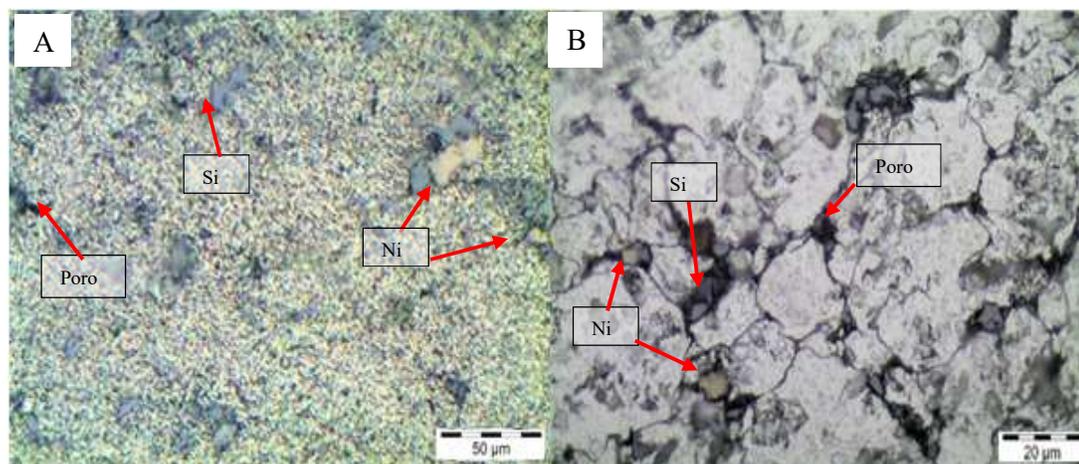
Fonte: Autoria própria.

As amostras foram analisadas quanto a sua microdureza, sendo que a amostra composta com adição de Ni foi a que apresentou uma maior microdureza, chegando a 49,6 HV0,05 de média, apresentando o melhor resultado entre as adições. Já o composto com a adição de Cu, por sua vez, atingiu 43 HV0,05 de média, a menor dureza dentre todas as outras analisadas.

As Figuras 32, 33, 34 e 35 apresentam as micrografias obtidas por microscopia óptica (MO) das amostras com base de Al12%Si com a adição de 1,14% de níquel, 1,08% de magnésio, 1,08% de cobre e 0,45% de ferro, respectivamente. Todas as amostras foram sinterizadas convencionalmente em atmosfera de argônio na temperatura de 510 °C. Tais análises tiveram o intuito de observar a microestrutura isolada de cada amostra em estudo.

A Figura 32 mostra a microscopia óptica (MO), do Al12%Si com a adição do elemento químico Ni, realizada sem ataque químico (a) e com ataque (b).

Figura 32 - Metalografia óptica Al12%Si com adição de 1,14% de Ni (a) sem ataque (b) com ataque.



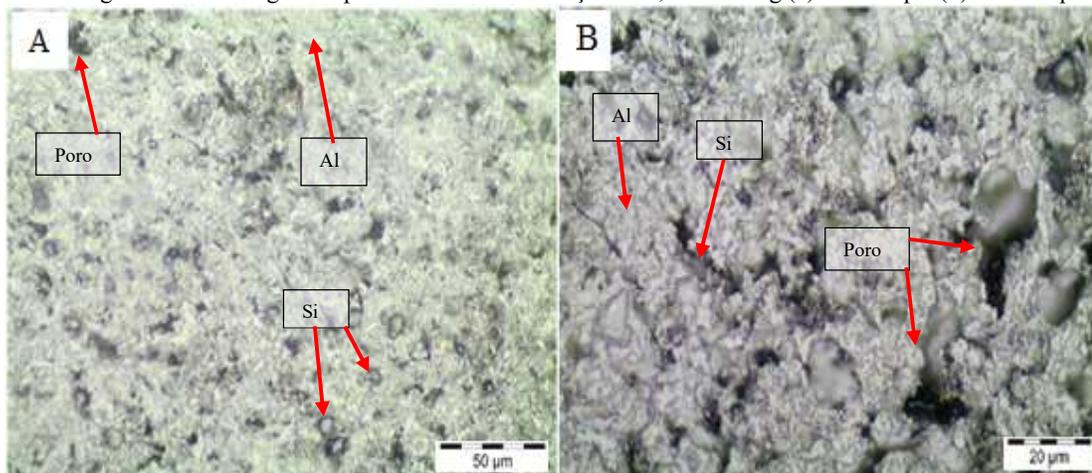
Fonte: Autoria própria.

Na Figura 32(a), sem o ataque químico, foi possível observar algumas partículas de silício com diferentes morfologias medindo de 10 a 60 μm , sem haver interação com a base de Al devido a não miscibilidade entre os compostos (Caceres, 1996), ainda pode-se ressaltar a presença de partícula de Ni com medidas de 20 a 60 μm identificados por EDS. Também pode-se observar na amostra porosidade em torno de 10 μm .

Na Figura 32(b), após o ataque químico, observa-se melhor os contornos de grão das partículas de Al, com tamanhos entre 20 e 50 μm , e as de Ni na ordem de 20 μm . As partículas de Si, apresentaram tamanhos de 10 a 15 μm . Durante a análise, não foi possível observar uma possível formação de fases na microestrutura das amostras.

A Figura 33 mostra a microscopia óptica (MO), do Al12%Si com a adição do elemento químico Mg, realizada sem ataque químico (a) e com ataque (b).

Figura 33 - Metalografia óptica Al12%Si com adição de 1,08% de Mg (a) sem ataque (b) com ataque.



Fonte: Autoria própria.

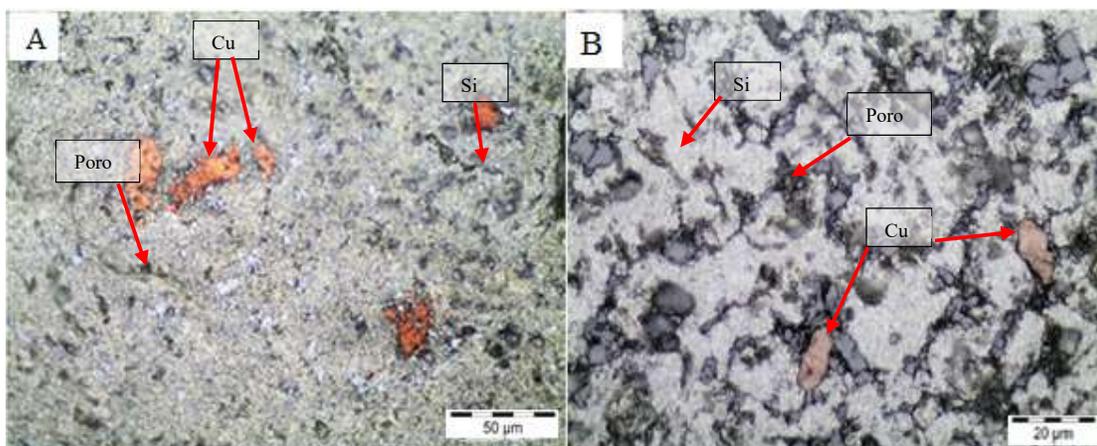
De acordo com a Figura 33(a) foi possível observar algumas partículas de silício com morfologia arredondada, medindo de 20 a 40 μm , sem haver interação do Mg com a base de Al, devido a não miscibilidade entre os compostos (CACERES, 1996). Por outro lado, não foi possível a identificação de partículas de Mg sobre a matriz de Al, talvez devido ao baixo percentual utilizado no composto. Também pode-se observar certa porosidade na microestrutura das amostras, apresentando poros entre 10 a 20 μm .

Na Figura 33(b), após o ataque químico, foi possível observar que não houve uma clara formação do contorno de grão das partículas de Al, apresentando tamanhos entre 20 e 50 μm . As partículas de Si apresentaram tamanhos de 10 a 15 μm . Por outro lado, não foi possível observar uma possível formação de fases na microestrutura das amostras.

A Figura 34 mostra a microscopia óptica (MO), do Al12%Si com a adição do elemento químico Cu, realizada sem ataque químico (a) e com ataque (b).

Na Figura 34(a), sem o ataque químico, foi possível observar uma matriz de Al com partículas de Cu medindo entre 30 a 100 μm e partículas de silício com 10 a 20 μm e formato arredondado, sem haver interação com a base de Al devido a não miscibilidade entre os compostos (CACERES, 1996). Ainda pode-se ressaltar a presença de poros em torno de 10 μm de tamanho e partículas de cobre confirmadas por EDS.

Figura 34 - Metalografia óptica Al12%Si com adição de 1,08% de Cu (a) sem ataque (b) com ataque.

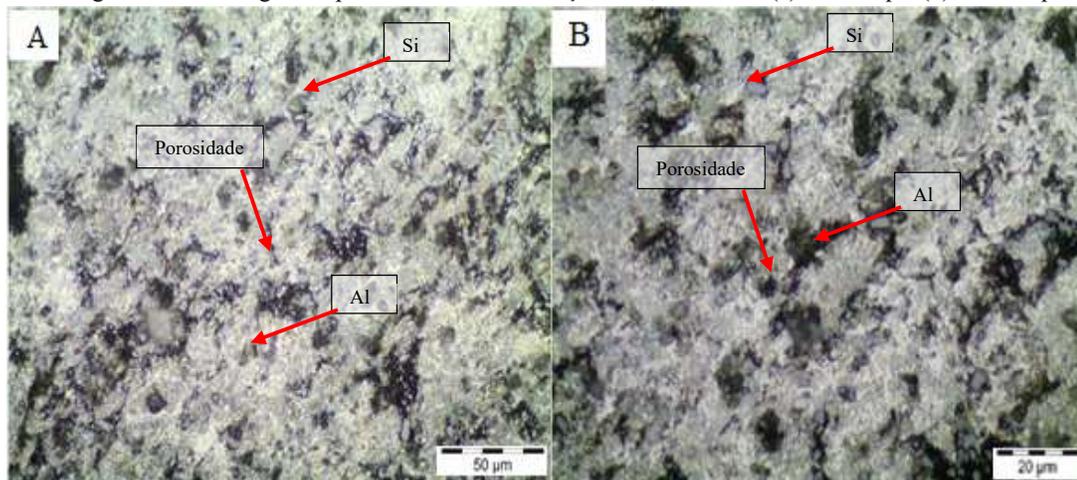


Fonte: Autoria própria.

Na Figura 34(b), após o ataque químico, pode-se observar melhor os contornos de grão das partículas de Al com tamanhos entre 20 e 50 μm , e as de Cu na ordem de 30 μm . As partículas de Si, apresentaram tamanhos de 10 a 20 μm , não sendo observada uma possível formação de fase pelo resultado obtido no ensaio metalográfico.

A Figura 35 mostra a microscopia óptica (MO), do Al12%Si com a adição do elemento químico Fe, realizada sem ataque químico (a) e com ataque (b).

Figura 35 - Metalografia óptica Al12%Si com adição de 0,45% de Fe (a) sem ataque (b) com ataque.



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 35(a), sem o ataque químico, foi possível observar uma matriz de Al com partículas medindo 20 μm e morfologia arredondada. Também se observou algumas partículas

de silício com morfologias irregulares medindo de 30 a 50 μm , sem haver interação com a base de Al (Caceres, 1996), ressaltando a presença de poros com tamanho entre 20 a 100 μm .

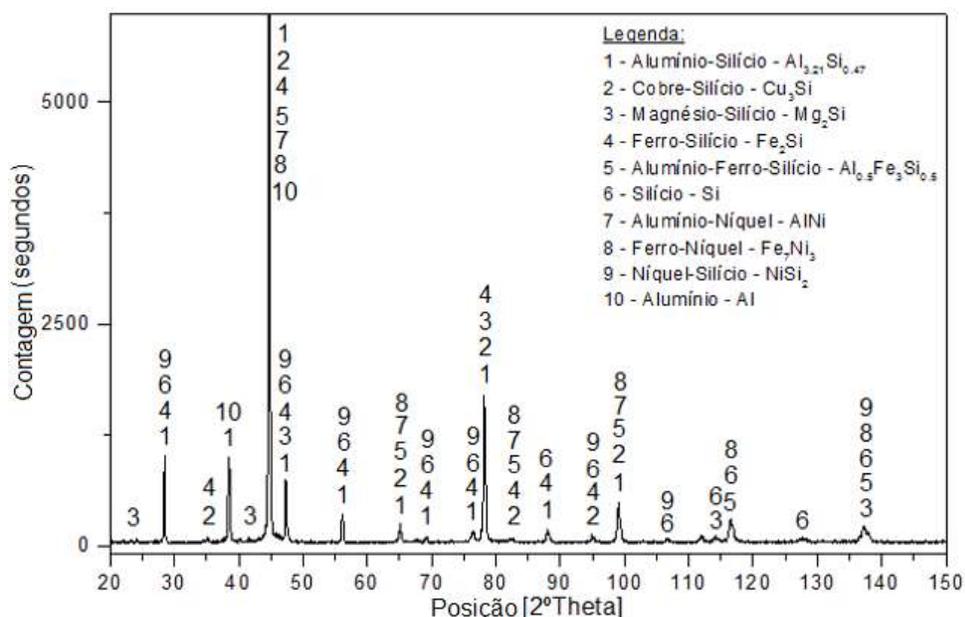
Na Figura 35(b), após o ataque químico, pode-se observar que não houve uma revelação dos contornos dos grãos das partículas de Al, sendo possível a visualização das partículas de Si na ordem de 20 μm . Esta amostra apresentou uma quantidade de poros superiores as outras amostras onde se utilizou outros elementos químicos, ficando na ordem de 20 a 100 μm .

4.5 ANÁLISE DA LIGA DO PISTÃO AUTOMOTIVO

As análises de DRX que foram realizadas nas amostras deste trabalho, tiveram o propósito de avaliar a possível formação de fases entre os elementos químicos utilizados na sua composição, e também realizar uma avaliação da interação dos elementos por diferentes processos de sinterização (convencional e plasma). Por obter uma grande quantidade de elementos químicos presentes no composto, foram formadas inúmeras fases na microestrutura das amostras.

Na Figura 36 apresenta-se o difratograma obtido da amostra de uma liga de alumínio fundido, utilizado na indústria automotiva, que serviu como um balizador para os demais resultados das outras amostras.

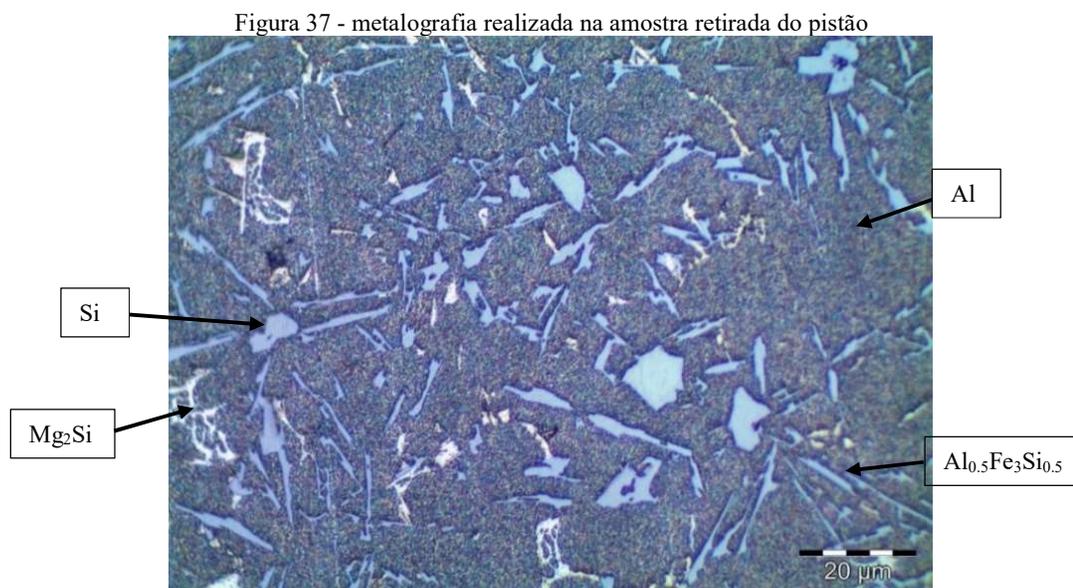
Figura 36 - Difratograma obtido da liga fundida do pistão



Fonte: Autoria própria.

Com o difratograma da Figura 36 obtido de uma amostra de um pistão automotivo, foi possível observar a ocorrência de formação dos picos de cristais característicos de inúmeras fases. Ao todo, foram encontradas nove fases, sendo o primeiro pico a aproximadamente 28° e o último pico a aproximadamente 137° . Ainda, destacou-se neste difratograma a formação de Mg_2Si e Cu_2Si . A formação da fase de Mg_2Si tende a conferir o endurecimento à liga, onde o silício melhora a fundibilidade, enquanto que o magnésio aumenta a resistência à corrosão, e com ambos favorecendo o endurecimento das ligas de alumínio (Kottaus, 1972).

Na Figura 37 pode-se observar a metalografia realizada em uma amostra retirada do pistão automotivo.

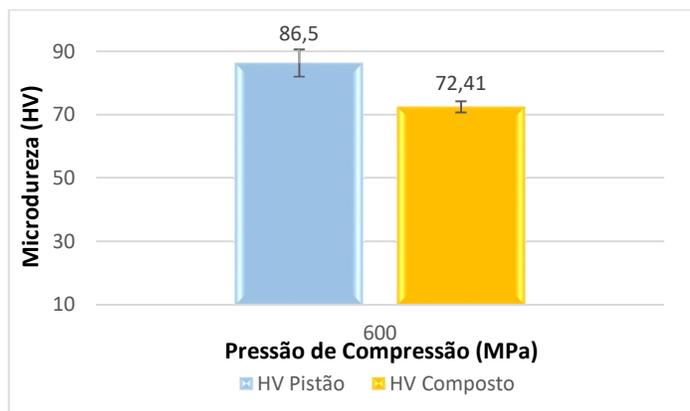


Fonte: Autoria própria.

A Figura 37 ilustra a formação de algumas fases, onde pode-se ressaltar o precipitado Mg_2Si , também denominado por escrita chinesa, devido à forma que apresenta, podendo também possuir uma morfologia lamelar de acordo com (EIDHED, 2008). Também foi encontrada a fase $Al_{0.5}Fe_3Si_{0.5}$, sendo que a formação provoca a redução dos limites de resistência, de escoamento e alongamento, pois apresentam caráter frágil (JEFFERSON, 2013).

Na Figura 38 observa-se o resultado da microdureza da liga do pistão automotivo, comparado com o composto de pós elementares (AlCuNiMg), sem adição de Si, sinterizado via plasma em atmosfera de nitrogênio e com tratamento térmico T6.

Figura 38 - Comparação da microdureza do sinterizado a plasma vs liga do pistão.

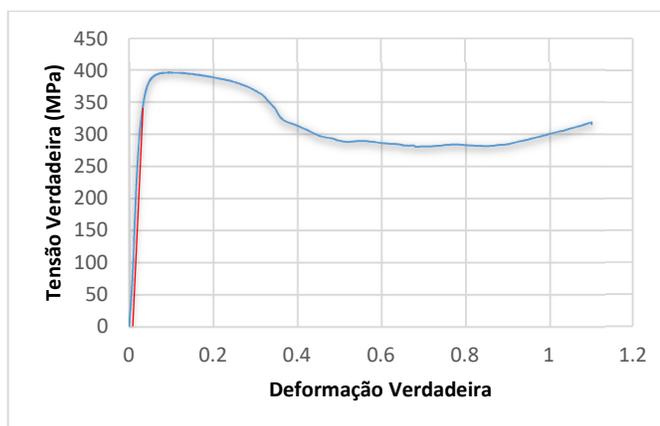


Fonte: Autoria própria.

Analisando a Figura 38, pode-se observar que as amostras do pistão obtiveram uma média de microdureza superficial de 86,5 HV_{0,05} e as amostras do composto, após o tratamento térmico T6, obtiveram uma média de microdureza de 72,41 HV_{0,05}, evidenciando uma diferença de 16.3 % entre elas.

Na Figura 39 pode-se analisar o resultado do ensaio de compressão do material EN AC-48000 (AlSi12CuNiMg), que foi obtido pelo processo de fundição (pistão automotivo). Esta amostra obteve uma tensão de escoamento (σ_e) de aproximadamente 340 MPa, após esta tensão o material começou a entrar no processo de deformação plástica, até atingir a tensão máxima ($\sigma_{máx}$) de deformação suportada, ficando em torno de 390 MPa. Klobcar *et al.* (2013), apresentou resultados inferiores aos obtidos neste trabalho, embora o material utilizado tenha sido de mesma referência, ficando com tensão máxima de 240 MPa.

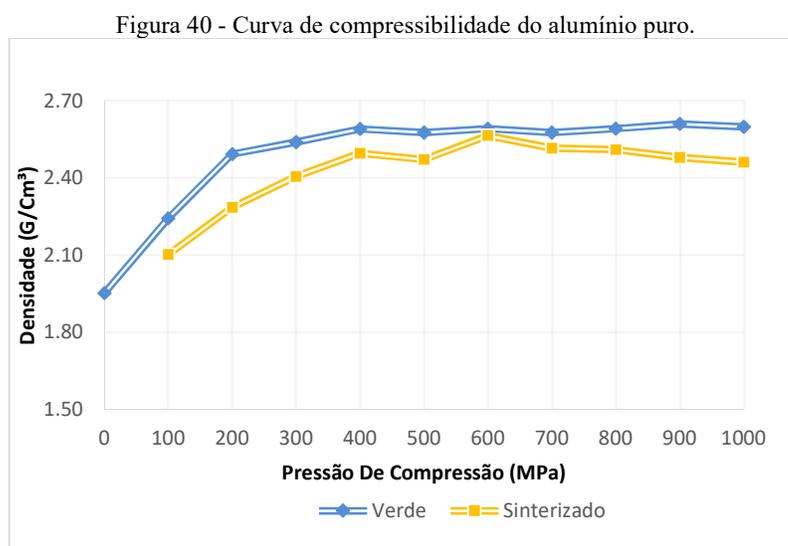
Figura 39 - Ensaio de compressão da liga fundida do pistão



Fonte: Autoria própria.

4.6 ANÁLISE DA SINTERIZAÇÃO CONVENCIONAL COM ARGÔNIO

As análises de densificação das amostras utilizadas neste trabalho, apresentam valores obtidos para as amostras sinterizadas pelo processo convencional, onde empregou-se um controle atmosférico com nitrogênio para uma batelada de amostras e argônio para outra. Também apresentam resultados obtidos pelo processo a plasma com controle de atmosfera com nitrogênio. Na Figura 40 observa-se a curva de compressibilidade a verde do alumínio puro *versus* a curva de compressibilidade do sinterizado.

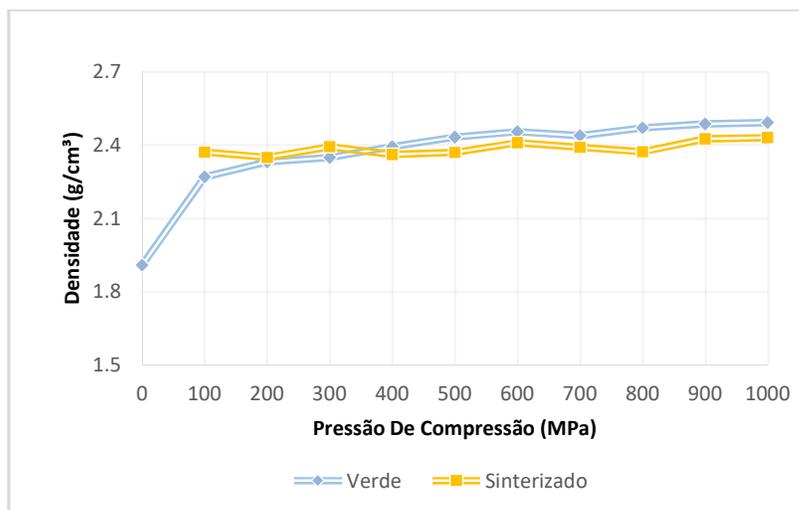


Fonte: Autoria própria.

Analisando a Figura 40 percebeu-se que utilizando pressões de 600 MPa tem-se a maior densificação do sinterizado em relação a amostra verde. Nas pressões de compactação entre 600 MPa e 800 MPa a densidade das amostras começam a estabilizar, sendo que pressões acima destes valores se tornam desnecessários a compactação por não se ter melhores resultados na densidade, ou seja, esforço dispensável empregado no equipamento já que não há mudança significativa no resultado da compressibilidade. O percentual de compressibilidade para o compactado verde ficou em 94% e após a sinterização passou para o patamar com 90% em relação ao citado em literatura de 2,70 g/cm³ (ZILNYK, CINTHO, 2008).

Na Figura 41 observa-se a curva de compressibilidade a verde do composto EN AC-48000 (AlSi12CuNiMg) *versus* a curva de compressibilidade do sinterizado.

Figura 41 - Curva de compressibilidade do composto EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg)



Fonte: Autoria própria.

Analisando a Figura 41 percebeu-se que utilizando pressões de 600 MPa tem-se a maior densificação do sinterizado em relação a amostra verde. Nas pressões de compactação entre 500 MPa e 600 MPa a densidade das amostras começam a estabilizar, sendo que pressões acima destes valores se tornam desnecessários a compactação por não se ter melhores resultados da densidade, ou seja, esforço dispensável o empregado no equipamento já que não há mudança significativa no resultado da compressibilidade.

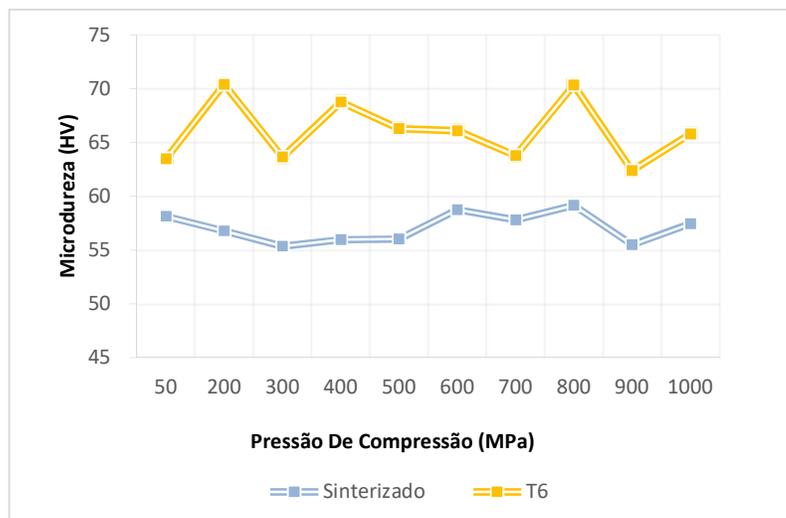
O percentual de compressibilidade para o compactado verde ficou em 89,3% e após a sinterização com 88,4% em relação ao citado em literatura de 2,70 g/cm³ (ZILNYK, CINTHO, 2008). A densificação do Al puro foi maior do que a do composto de pós elementares (AlSi₁₂CuNiMg), pois segundo (James, 1991), a adição de elementos de liga pode prejudicar a compressibilidade, em virtude das diferentes durezas dos elementos e também pelo diferente formato das partículas de cada um deles.

4.6.1 Resultado de microdureza

As análises de microdureza foram realizadas nas amostras com o intuito de verificar qual seria o processo de sinterização (convencional, plasma) com variação na atmosfera de controle, que apresentaria o melhor resultado de microdureza. Também foi efetuado um tratamento térmico T6 após a sinterização para avaliar o comportamento das amostras após um tratamento. Observam-se as amostras compactadas em diferentes pressões e sinterizadas com argônio, com patamar térmico de 510 °C. Nestas amostras foram realizadas o tratamento

térmico T6 e posteriormente, o ensaio de microdureza, conforme pode ser observado na Figura 42.

Figura 42 - Comparação da microdureza do sinterizado convencional por argônio vs o tratamento T6.



Fonte: Autoria própria.

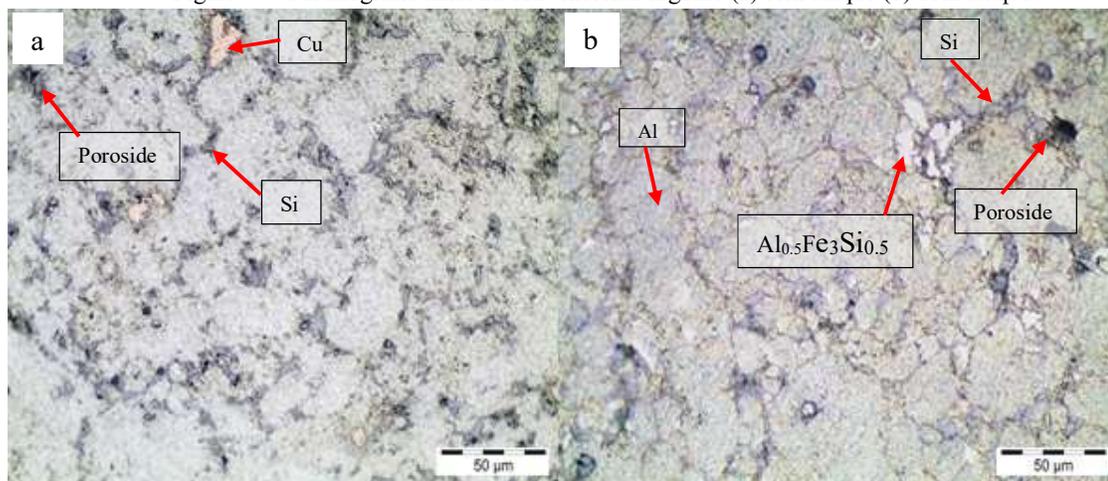
Analisando a Figura 42, verificou-se que os resultados dos sinterizados do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg), produzido com atmosfera de argônio, obtiveram uma média de microdureza na face das amostras de 54,89 HV_{0,05}. Após o tratamento térmico T6, foram realizadas novas medições, onde se obteve uma média de microdureza de 66,09 HV_{0,05}, tendo o melhor resultado encontrado com a pressão de 700 MPa e dureza de 70,35 HV_{0,05}. Comparando estes resultados foi obtido um aumento de 19,5% na microdureza do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg).

4.6.2 Microscopia óptica

Após o processo de sinterização fez-se a análise metalográfica em microscópio óptico do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg). As análises das amostras foram realizadas com o intuito de se verificar os diferentes efeitos causados em sua microestrutura em decorrência dos diferentes tipos de processos de sinterização (convencional, plasma) utilizados.

A Figura 43 mostra as micrografias obtidas por microscopia óptica (MO) do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg), em atmosfera de argônio pelo método convencional e temperatura de sinterização de 510 °C - (a) sem ataque (b) com ataque.

Figura 43 - Metalografia amostra convencional argônio (a) sem ataque (b) com ataque.



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 43(a), sem o ataque químico, foi possível observar a distribuição homogênea das partículas de silício com diferentes morfologias, medindo entre 20 a 30 μm e sem haver interação com a base de Al devido a não miscibilidade entre os compostos (CACERES, 1996). Também, pode ser observado partículas de Cu com tamanhos de 10 a 20 μm sobre a matriz de Al e com baixa porosidade, variando entre 10 a 20 μm .

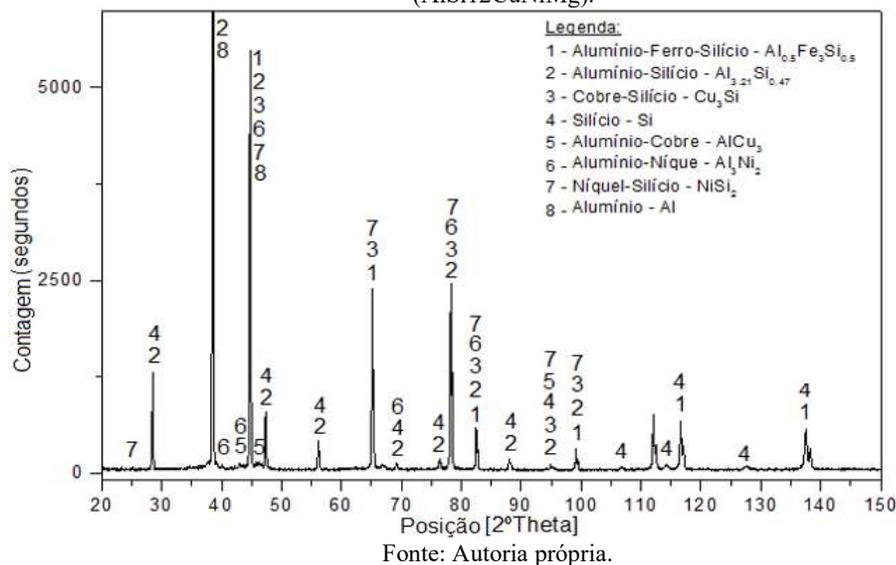
Na Figura 43(b), após o ataque químico, pode-se melhor observar os contornos de grão das partículas de Al, com tamanhos entre 20 e 50 μm , e o Si com partículas de 20 a 30 μm . Também pode-se perceber a formação de uma possível fase de $\beta\text{-Al}_{0.5}\text{Fe}_3\text{Si}_{0.5}$, a qual foi identificada no ensaio de DRX (Figura 44). Tal formação pode provocar a redução dos limites de resistência, de escoamento e alongamento, apresentando caráter frágil (JEFFERSON, 2013).

4.6.3 Difração de Raios-X

A Figura 44 apresenta o difratograma da amostra EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg), produzida no processo de sinterização convencional com atmosfera de argônio.

De acordo com o difratograma da Figura 44 pode-se observar a ocorrência de formação dos picos de cristais característicos de inúmeras fases. Ao todo foram encontradas oito fases, sendo o primeiro pico, a aproximadamente 28° , e o último pico a aproximadamente 137° . Entre estas pode-se salientar a fase $\beta\text{-Al}_{0.5}\text{Fe}_3\text{Si}_{0.5}$, que segundo (Jefferson, 2013), sua formação pode provocar a redução dos limites de resistência, de escoamento e alongamento, pois apresentam caráter frágil.

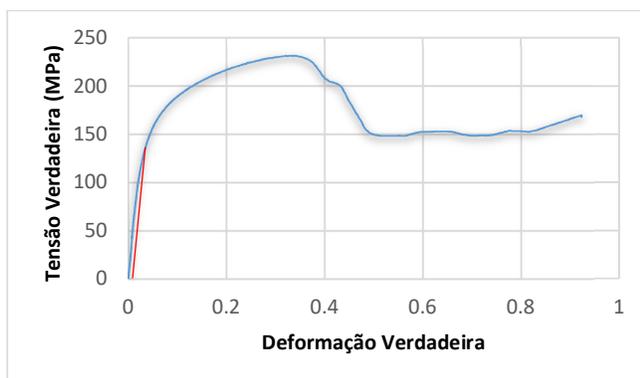
Figura 44 - DRX sinterização convencional com argônio do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg).



4.6.4 Ensaio de compressão

Na Figura 45 pode-se analisar o ensaio de compressão do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg), que foi obtido pelo processo de sinterização convencional com atmosfera de argônio e com um patamar de temperatura de 510 °C. Esta amostra obteve uma σ_e de aproximadamente 135 MPa, após esta tensão, o material começou a entrar no processo de deformação plástica, até atingir a $\sigma_{máx}$ de deformação que o material suportou, ficando em torno de 230 MPa. Klobčar *et al.* (2013), apresentou resultado um pouco acima do encontrado nas medições destas amostras, embora o material utilizado tenha sido de mesma referência, ficando com tensão máxima de 240 MPa.

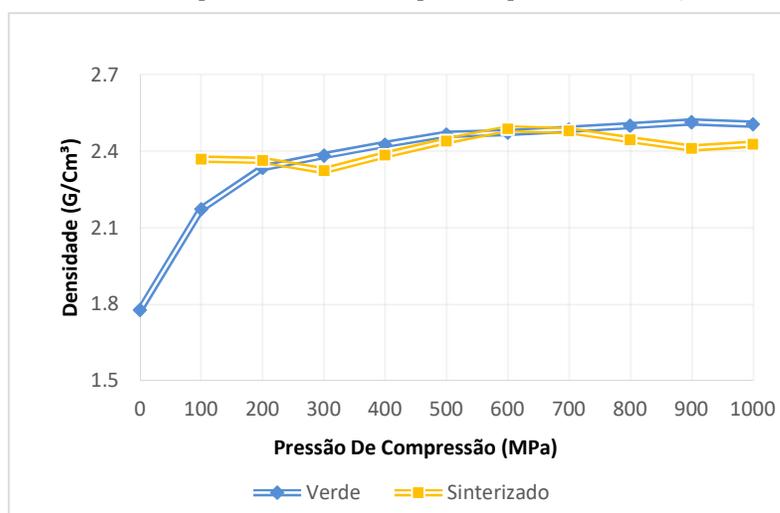
Figura 45 - Ensaio de compressão da amostra sinterizada convencional com atmosfera de argônio



4.7 ANÁLISE DA SINTERIZAÇÃO CONVENCIONAL COM NITROGÊNIO

Analisando a Figura 46 percebeu-se que utilizando pressões de 600 MPa tem-se a maior densificação do sinterizado em relação a peça verde. Foi obtido uma densificação do sinterizado com densidade de 2,41 g/cm³, o percentual total de densificação das amostras foi de 89,4% (Zilnyk, Cintho, 2008), já nas amostras verdes a maior densidade relativa se apresentou na pressão de 900 MPa, com densidade de 2,49 g/cm³ e percentual total de 89,9% de densidade relativa.

Figura 46 - Curva de compressibilidade do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg)



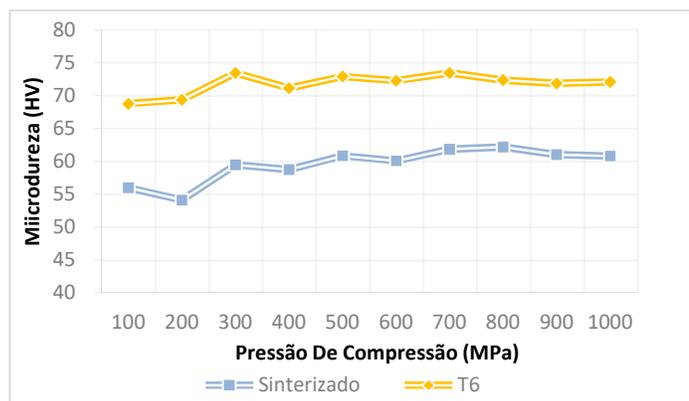
Fonte: Autoria própria.

Segundo SILVA *et al.* (2016), nas pressões de compactação acima de 600 MPa a densidade das amostras começam a estabilizar com um pouco de variação, desta forma. não se faz necessário utilização de pressões acima destes valores que acabam gerando esforços desnecessários para o equipamento, já que não há mudança significativa no resultado da compressibilidade.

4.7.1 Resultado de microdureza

Na Figura 47 estão dispostos os resultados das amostras compactadas em diferentes pressões e sinterizadas com nitrogênio pelo processo convencional com patamar térmico de 510 °C. Posteriormente estas amostras passaram por um tratamento térmico T6.

Figura 47 - Comparação da microdureza do sinterizado convencional por nitrogênio vs o tratamento T6.

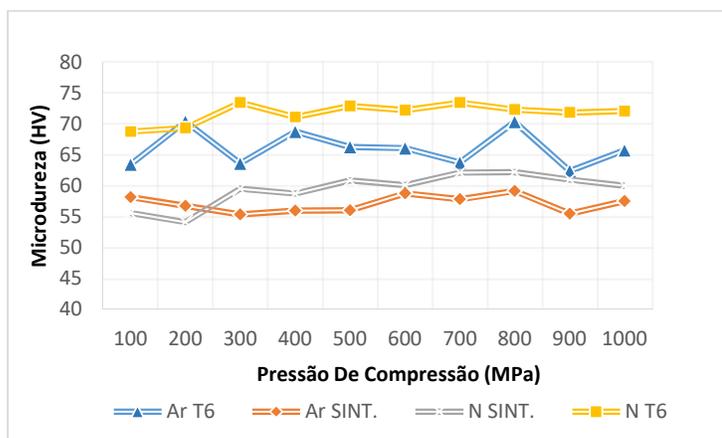


Fonte: Autoria própria.

Analisando a Figura 47, verificou-se que os resultados dos sinterizados do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg), produzido com atmosfera de nitrogênio, obtiveram uma média de microdureza de 59,51 HV_{0,05}; após o tratamento térmico T6, foram realizadas novas medições, onde se obteve uma média de microdureza de 71,78 HV_{0,05}, onde o melhor resultado encontrado foi com a pressão de 700 MPa e dureza de 73,96 HV_{0,05}. Comparando estes resultados foi obtido um aumento de 17,1% na microdureza do composto. Pode-se então afirmar, que após o tratamento térmico T6 as amostras tiveram um aumento de microdureza.

Na Figura 48, estão dispostos os resultados das amostras sinterizadas com atmosfera de nitrogênio e argônio, com patamar térmico de 510 °C. Nestas amostras foram realizadas o tratamento térmico T6.

Figura 48 - Comparação das microdurezas dos sinterizados com nitrogênio vs argônio.



Fonte: Autoria própria.

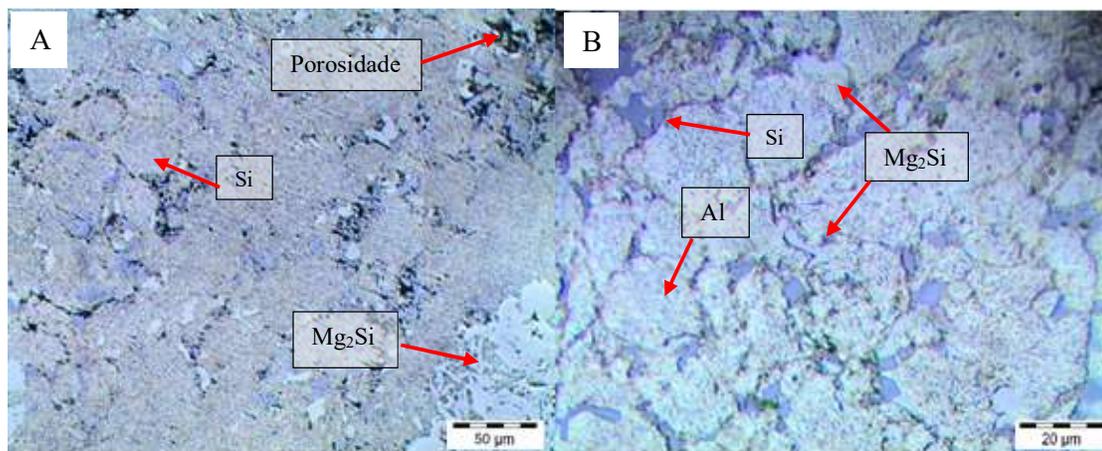
Analisando a Figura 48 pode-se observar que tanto a amostra sinterizada com nitrogênio

quanto com argônio, após o tratamento térmico T6, obtiveram um aumento de microdureza, porém o melhor resultado apresentado foi o do sinterizado EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg), com atmosfera de nitrogênio, que após o tratamento térmico T6 obteve uma média de microdureza de 71,78 HV0,05. Analisando os materiais que foram apenas sinterizados e sem o tratamento térmico, pode-se observar que a sinterização com atmosfera de nitrogênio teve um melhor desempenho em relação a atmosfera de argônio, atingindo uma microdureza com média de 59,51 HV0,05.

4.7.2 Microscopia óptica

A Figura 49 mostra as micrografias obtidas por microscopia óptica (MO) do composto de pós elementares AlSi12CuNiMg), em atmosfera de nitrogênio pelo método convencional de sinterização.

Figura 49 - Metalografia amostra convencional nitrogênio (a) sem ataque (b) com ataque.



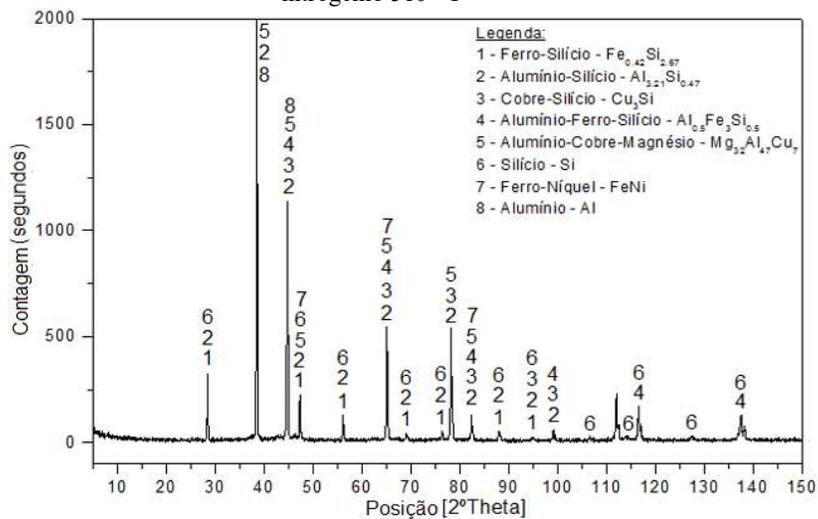
Fonte: Autoria própria.

Na Figura 49(a), sem o ataque químico, foi possível observar algumas partículas de silício com diferentes morfologias e medindo de 5 a 10 μm , sem haver interação com a base de Al devido a não miscibilidade entre os compostos (Caceres, 1996). Ainda pode-se ressaltar a presença do precipitado Mg_2Si , a qual foi encontrada no ensaio de DRX da Figura 50. Tal precipitado é também denominado por escrita chinesa, devido à forma como se apresenta, podendo também possuir uma morfologia lamelar de acordo com (Eidhed, 2008), com baixa porosidade em torno de 10 μm . Na Figura 49(b), após o ataque químico, pode-se observar melhor os contornos de grão das partículas de Al, com tamanhos entre 20 e 60 μm , e o Si com partículas de 20 a 30 μm .

4.7.3 Difração de Raios-X

A Figura 50 apresenta o difratograma da amostra EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg) produzida no processo de sinterização convencional com atmosfera de nitrogênio.

Figura 50 - DRX do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg) sinterização convencional com nitrogênio 510 °C



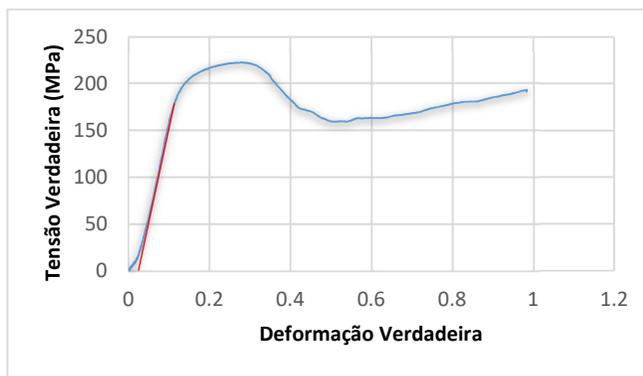
De acordo com o difratograma da Figura 50 pode-se observar a ocorrência de formação dos picos de cristais característicos de inúmeras fases. Ao todo foram encontradas sete fases, sendo o primeiro pico, a aproximadamente 28°, e o último pico a aproximadamente 137°. Entre estas pode-se salientar a fase Mg_2Si , que confere endurecimento à liga, onde o silício melhora a fundibilidade, enquanto que o magnésio aumenta a resistência à corrosão, porém ambos favorecem o endurecimento das ligas de alumínio (Kottaus, 1972).

4.7.4 Ensaio de compressão

Na Figura 51 pode-se analisar o ensaio de compressão do composto EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg), que foi obtido pelo processo de sinterização convencional com atmosfera de nitrogênio e com um patamar de temperatura de 510 °C. Esta amostra obteve uma σ_e de aproximadamente 175 MPa, após esta tensão o material começou a entrar no processo de deformação plástica, até atingir a $\sigma_{máx}$ de deformação que o material suportou, em torno de 225 MPa. Klobčar *et al.* (2013), apresentou resultado um pouco acima do encontrado nas

medições destas amostras, embora o material utilizado tenha sido de mesma referência, ficando com tensão máxima de 230 MPa.

Figura 51 - Ensaio de compressão da amostra obtida convencionalmente com atmosfera de nitrogênio.

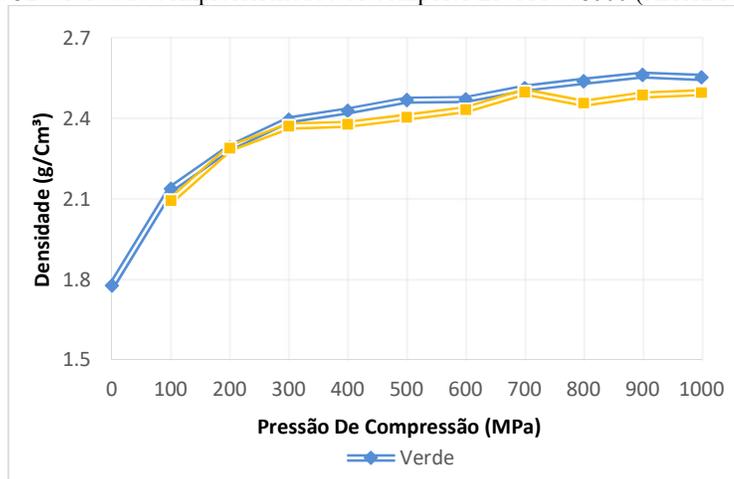


Fonte: Autoria própria.

4.8 ANÁLISE DA SINTERIZAÇÃO A PLASMA COM NITROGÊNIO

Na Figura 52 observa-se a curva de compressibilidade a verde do composto EN AC-48000 (AlSi12CuNiMg) versus a curva de compressibilidade do sinterizado. Analisando o gráfico percebeu-se que utilizando pressão de 700 MPa, foi obtido a maior densidade do sinterizado de 2,50g/cm³, o percentual total de densificação das amostras foi de 88,6%, já nas amostras verdes a maior densidade relativa se apresentou na pressão de 1000 MPa, com densidade de 2,56g/cm³ e percentual total de 90,2% de densificação.

Figura 52 - Curva de compressibilidade do composto EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg)



Fonte: Autoria própria.

Nas pressões de compactação acima de 600 MPa a densidade das amostras começa a estabilizar com um pouco de variação, desta forma não se faz necessário utilização de pressões acima destes valores que acabam gerando esforços desnecessários para o equipamento já que não há mudança significativa no resultado da compressibilidade.

Na Figura 53 pode-se observar o estado das amostras retiradas do forno a plasma, após tentativa de sinterização.

Figura 53 - Amostra após ser retirada do forno de sinterização plasma.



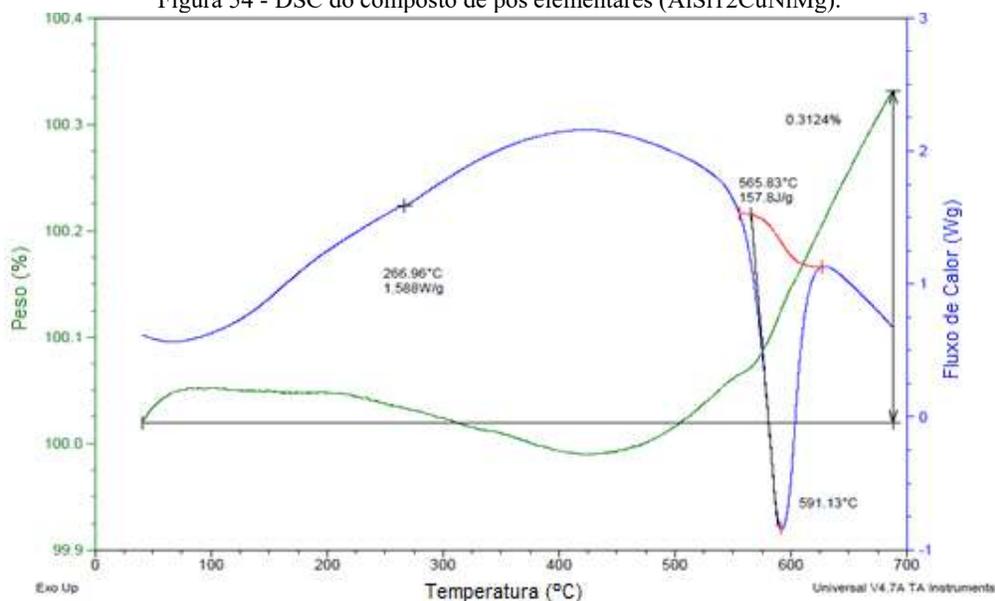
Fonte: Autorial própria.

Como pode ser observado na Figura 53 o processo de sinterização a plasma do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg), não teve o resultado esperado, pois durante o processo de aquecimento do forno para atingir a temperatura de sinterização, as amostras acabavam sofrendo uma reação que acontecia muito abaixo da temperatura de sinterização desejada (510 °C). As amostras começavam a se desestabilizar aparecendo pequenas áreas fundidas na superfície, e logo em seguida, acontecia a eclosão da peça.

Na Figura 54 está disposto o ensaio DSC que foi realizado na amostra do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg).

Analisando a curva DSC obtida da amostra foi possível verificar que ela começa a se modificar endotermicamente a partir dos 266,96 °C. A partir desta temperatura a amostra começa a absorver calor, indicando que passa por um processo de transformação por nucleação e crescimento. Um pequeno pico endotérmico a 565,83 °C, caracterizando uma precipitação em pequena quantidade, é seguido do grande pico a 591,13 °C relativo à solubilização do composto.

Figura 54 - DSC do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg).

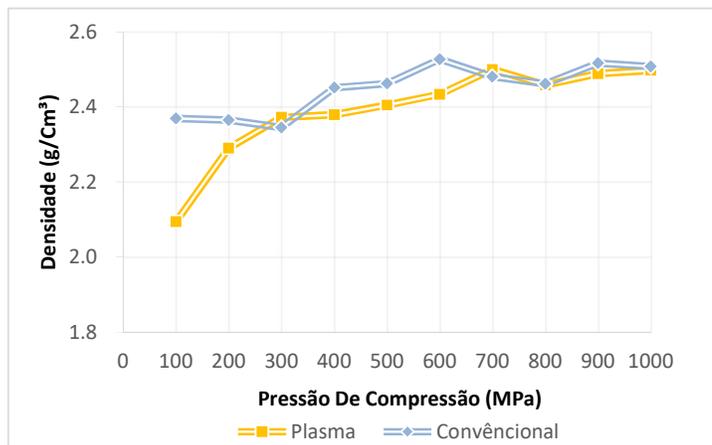


Fonte: Autoria própria.

Com a finalidade de viabilizar a sinterização baseado na curva de DSC, foram realizadas diversas sinterizações em diferentes parâmetros onde invariavelmente todas as amostras acabavam entrando em processo de fusão, não sendo possível a finalização do processo. Dessa forma chegou-se a um patamar de temperatura de 410 °C, onde foi possível realizar o ciclo completo do processo de sinterização das amostras.

Na Figura 55 observa-se a curva de compressão do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg), sinterizado pelo processo convencional versus sinterizado pelo processo a plasma, ambos controlados por atmosfera de nitrogênio.

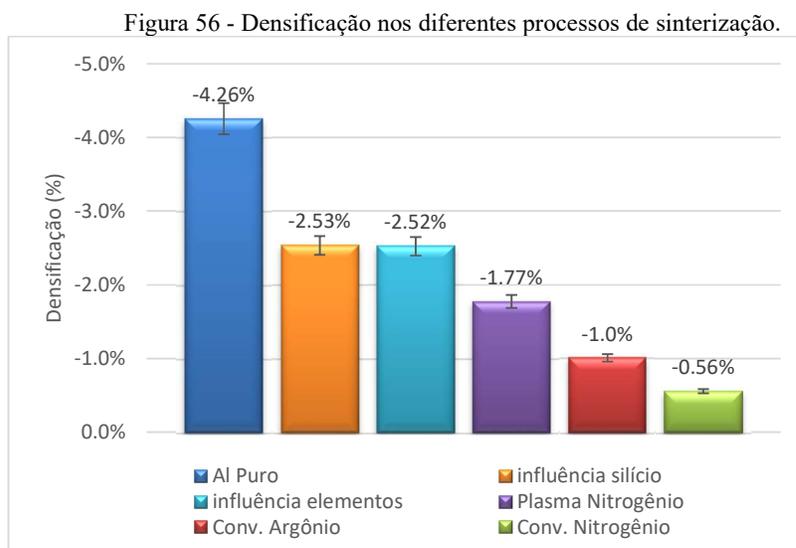
Figura 55 - Comparativo da compressibilidade obtido pelo processo convencional versus o plasma



Fonte: Autoria própria.

Analisando a Figura 55 percebeu-se que o processo convencional obteve uma melhor densificação em relação ao processo a plasma; está melhor densificação pode ser explicada pelo fato da sinterização a plasma ter sido realizada com uma temperatura de 410 °C, muito abaixo da temperatura indicada na literatura que fica em torno de 2/3 a 3/4 da temperatura de fusão do material base (CALLISTER, 2014). Geralmente, para o alumínio ligado é utilizado a temperatura de 560 °C a 620 °C para o processo completo da sinterização MÜLLER, *et al.* (2011). O percentual de compressibilidade para o compactado obtido pelo método de sinterização convencional ficou em 90%, já para o método a plasma ficou com 89%, porém segundo (Cardoso, 2016), os resultados da sinterização a plasma do alumínio puro têm um melhor rendimento em relação ao processo convencional.

Na Figura 56 observa-se as variações de densificação entre os diferentes processos estudados neste trabalho.



Fonte: Autoria própria.

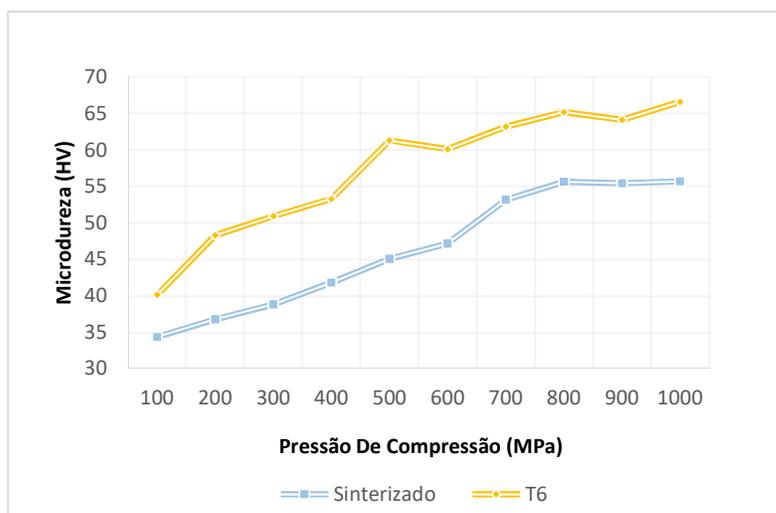
Foi verificado uma redução da média das densificações das amostras sinterizadas, em relação com as verdes, devido ao aumento volumétrico após sinterização, que segundo estudos de Pieczonka *et al.* (2005), onde diz que ocorre uma oxidação superficial do alumínio, que acaba formando uma fina película de Al_2O_3 , que permanece fortemente aderida à superfície do pó metálico. A esse fenômeno se dá o nome de passivação do alumínio, que dificulta a redução até mesmo podendo afetar a interdifusão das partículas. O melhor resultado encontrado foi na amostra obtida pelo processo a plasma, este resultado onde o processo plasma acaba se sobressaindo sobre o convencional, podem ser evidenciadas pelo efeito do bombardeamento

direto dos íons com a superfície das amostras, causando o aumento de sua densificação (CARDOSO, 2016). Provavelmente o bombardeamento iônico quebra a camada de óxido da partícula do alumínio.

4.8.1 Resultado de microdureza

A Figura 57 apresenta os resultados das microdurezas do composto EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg), sinterizado a plasma em atmosfera de nitrogênio, em temperatura de 410 °C e quando exposto ao tratamento térmico T6.

Figura 57 - Comparação das microdurezas dos sinterizados com nitrogênio versus o tratamento T6.

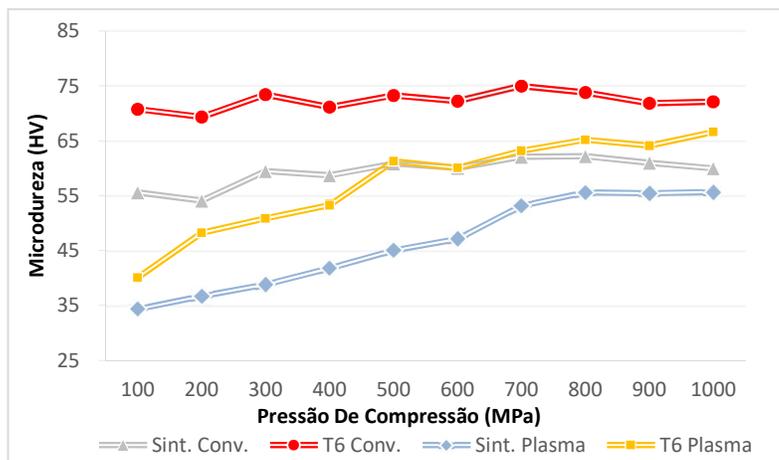


Fonte: Autoria própria.

Após a sinterização, verificou-se que o composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg), obteve uma média de microdureza de 46,37 HV_{0,05}, e após o tratamento térmico T6, um aumento na média de 57,31 HV_{0,05}. O melhor resultado encontrado foi com a pressão de 700 MPa, em torno de 66,61 HV_{0,05}. Comparando estes resultados, o tratamento T6 foi capaz de proporcionar um aumento de 19,1% na microdureza das peças. Salientando que o tratamento a plasma dessas amostras (410 °C) foi realizado fora no patamar de temperatura de sinterização de 510 °C proposta no trabalho.

Na Figura 58 estão dispostas as sinterizações realizadas com atmosfera de nitrogênio tanto no processo convencional quanto a plasma, onde o processo a plasma apresentou os maiores resultados de microdurezas em relação atmosfera de nitrogênio.

Figura 58 - Comparação das microdurezas dos sinterizados convencionalmente com N vs plasma com N.



Fonte: Autoria própria.

De acordo com a Figura 58, os melhores resultados de microdureza Vickers apresentados referem-se àquelas amostras que passaram pelo processo de sinterização convencional em atmosfera de nitrogênio e em seguida pelo tratamento térmico T6 (72,30 HV0,05).

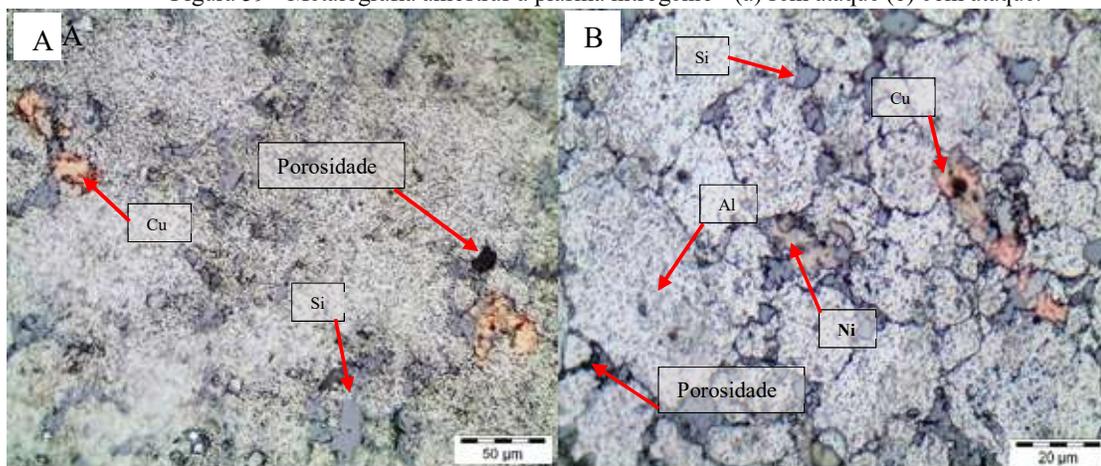
Analisando apenas os materiais que não sofreram o tratamento T6, pode-se observar que a sinterização pelo processo convencional em atmosfera de nitrogênio também obteve um melhor desempenho em relação a atmosfera de argônio conforme Figura 48, atingindo uma microdureza com média de 59,51 HV0,05. As amostras produzidas pelo processo a plasma com atmosfera de nitrogênio obtiveram uma média de microdureza de 54,89 HV0,05, levando em consideração que as amostras a plasma foram processadas com temperatura de 410 °C, devido a problemas enfrentados durante a sinterização.

4.8.2 Microscopia óptica

A Figura 59 mostra as micrografias obtidas por microscopia óptica (MO) do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg), sinterizado a plasma com atmosfera de nitrogênio.

Na Figura 59(a), sem o ataque químico, foi possível observar uma superfície bem homogênea, com pouca porosidade e com poros entre 10 a 20 μm . Também pode ser observado partículas de Cu sobre a matriz de alumínio.

Figura 59 - Metalografia amostras a plasma nitrogênio - (a) sem ataque (b) com ataque.



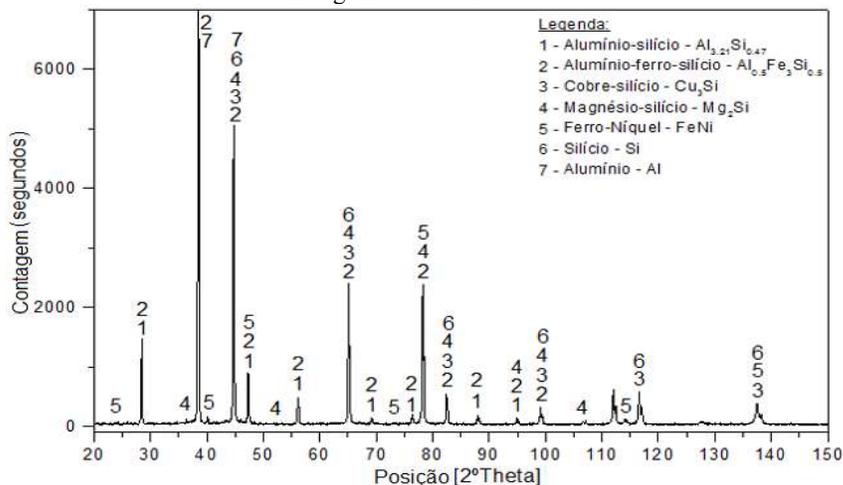
Fonte: Autoria própria.

Na Figura 59(b), após o ataque químico, pode-se observar melhor os contornos de grão das partículas de Al e Cu, também pode-se observar a distribuição homogênea das partículas de silício com diferentes morfologias e sem haver interação com a base de Al, devido a não miscibilidade entre os elementos, (Caceres, 1996), não sendo observado uma possível formação de fases neste ensaio metalográfico.

4.8.3 Difração de Raios-X

Na Figura 60 apresenta-se o difratograma obtido da amostra EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg) sinterizada a plasma com atmosfera de nitrogênio.

Figura 60 - DRX do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg) sinterizada a plasma com nitrogênio a 410 °C



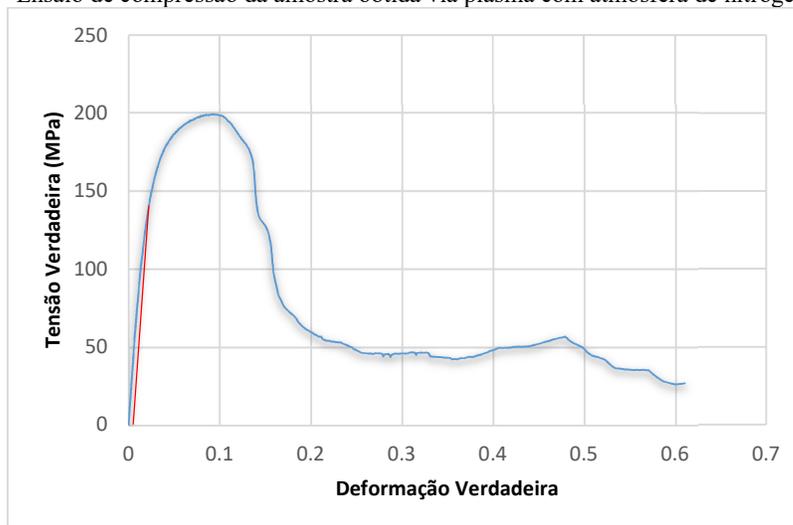
Fonte: Autoria própria.

De acordo com o difratograma da Figura 60 pode-se observar a ocorrência de formação dos picos de cristais característicos de inúmeras fases, ao todo foram encontradas cinco fases, sendo o primeiro pico a aproximadamente 38° e o último pico a aproximadamente 137° . Entre estas pode-se salientar a fase Mg_2Si , que confere endurecimento à liga, onde o silício melhora a fundibilidade, enquanto que o magnésio aumenta a resistência à corrosão, porém ambos favorecem o endurecimento das ligas de alumínio (Kottaus, 1972).

4.8.4 Ensaio de compressão

A Figura 61 apresenta a curva obtida através do ensaio de compressão do composto EN AC- 48000 (AlSi12CuNiMg), sinterizado a plasma com atmosfera de nitrogênio.

Figura 61 - Ensaio de compressão da amostra obtida via plasma com atmosfera de nitrogênio, $410^\circ C$.

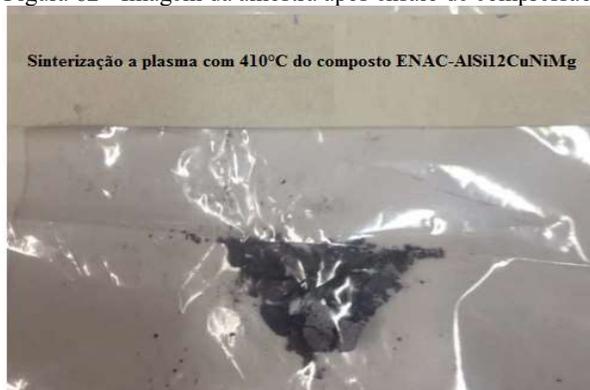


Fonte: Autoria própria.

Analisando a Figura 61 onde a amostra foi produzida pelo método de sinterização a plasma com um patamar de temperatura de $410^\circ C$, não foi possível a sinterização completa da amostra na temperatura de trabalho desejada em $510^\circ C$. Nesta amostra obteve-se uma σ_e de aproximadamente 140 MPa, e após esta tensão, o material começou a entrar no processo de deformação plástica, até atingir a $\sigma_{m\acute{a}x}$ de 200 MPa. Klobčar *et al.* (2013), apresentou resultado de 240 MPa atingindo um melhor resultado comparado a esta amostra.

Na Figura 62 pode-se observar a amostra do composto ENACAlSi12CuNiMg, após o ensaio de compressão.

Figura 62 - Imagem da amostra após ensaio de compressão.



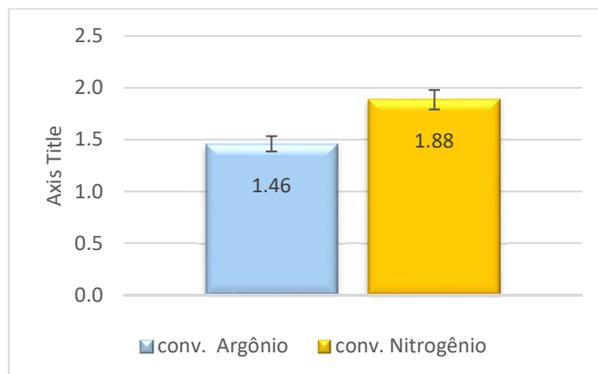
Fonte: A autoria própria.

A amostra foi submetida ao ensaio de compressão onde obteve-se uma tensão máxima de 200 MPa, e ao atingir este valor a amostra se desconstruiu, conforme pode ser observado na Figura 62. Este comportamento pode ser justificado devido a amostra não ter sido sinterizada, devido à baixa temperatura de sinterização não ser suficiente para ocorrer a interdifusão entre as partículas do composto, dessa forma é possível avaliar que a amostra ficou extremamente frágil sem resistência apenas com uma sinterização superficial

4.9 ANÁLISE DA RUGOSIDADE MÉDIA Ra

A Figura 63 apresenta os valores médios das rugosidades superficiais obtidos para as amostras sinterizadas pelo processo convencional. Para as amostras sinterizadas com argônio a média das rugosidades ficaram com 1,46 μm , ou seja, ficando com menor valor que as amostras sinterizadas com nitrogênio que ficaram com 1,88 μm .

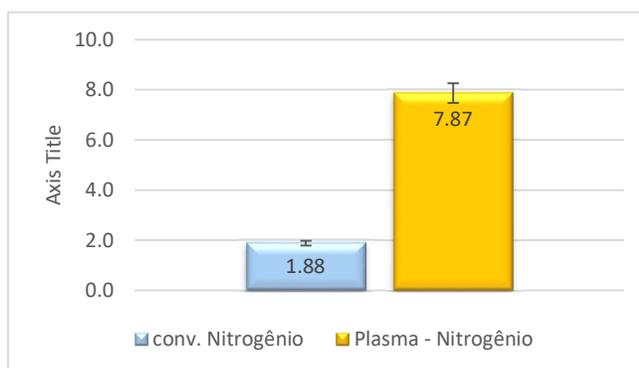
Figura 63 - Média das Rugosidades obtida pelo processo convencional com atmosfera de nitrogênio e argônio.



Fonte: A autoria própria.

A Figura 64 apresenta valor médio da rugosidade superficial obtido para as amostras sinterizadas pelo processo a plasma. Para as amostras sinterizadas com nitrogênio a média das rugosidades ficaram com 7,87 μm , pois segundo (Cardoso, 2016), o efeito do processo a plasma implica diretamente em seu aspecto, devido ao bombardeamento de íons direto na superfície da amostra, fazendo uma comparação direta com a amostra obtida pela metalurgia do pó convencional com N, percebe-se uma grande diferença entre os dois processos.

Figura 64 - Média da Rugosidade da amostra convencional com nitrogênio vs a plasma com nitrogênio.



Fonte: Autoria própria.

4.10 ANÁLISES DO COMPOSTO DE PÓS ELEMENTARES AlSi12CuNiMg SEM ADIÇÃO DE Si

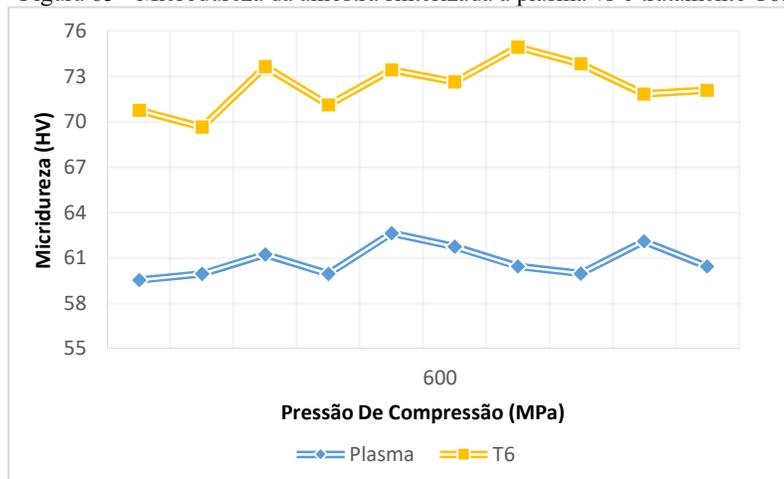
Devido aos problemas ocorridos nas amostras durante o processo de sinterização via plasma, decidiu-se realizar testes sem a adição de Si nas amostras, nos dois processos de sinterização utilizados no trabalho, desta forma buscou-se encontrar uma resposta para o problema da reação que ocorria durante o processo de sinterização a plasma.

4.10.1 Ensaio realizado pelo processo a plasma 510 °C

As análises de microdureza foram realizadas nas amostras com o intuito de verificar o comportamento do material produzido pelo processo de sinterização a plasma, e sem adição de Si, a fim de verificar a influência deste elemento no composto.

A Figura 65 demonstra os resultados das microdurezas do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg), sem adição de Si, compactadas a 600 MPa, sinterizadas a plasma em atmosfera de nitrogênio em um patamar de temperatura de 510 °C. Posteriormente estas amostras passaram por um tratamento térmico T6.

Figura 65 - Microdureza da amostra sinterizada a plasma vs o tratamento T6.

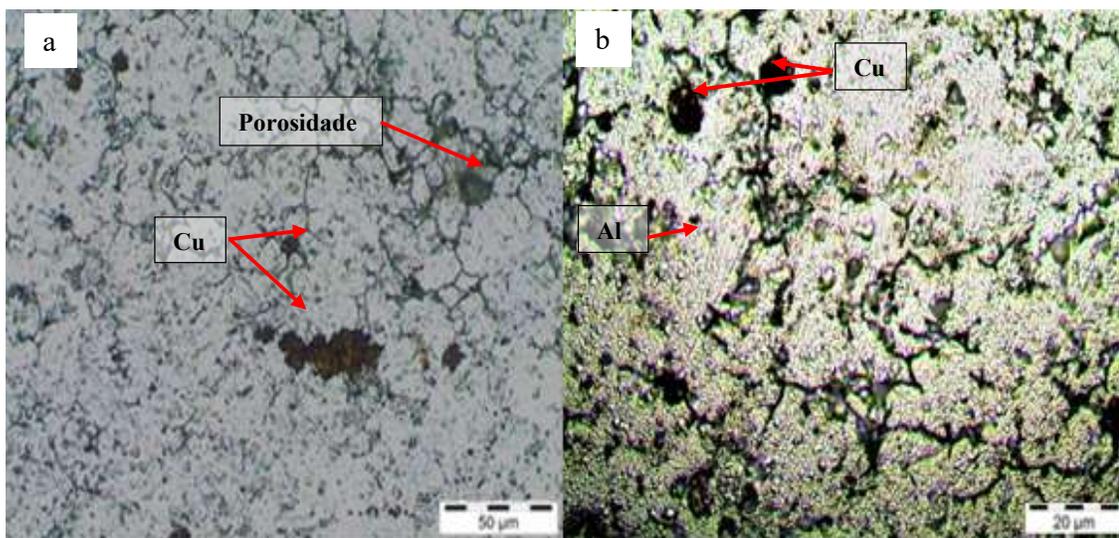


Fonte: Autoria própria.

Analisando o Figura 65, verificou-se que os resultados dos sinterizados obtiveram uma média de microdureza superficial de 60,8 HV_{0,05}, e após o tratamento térmico T6, uma média de microdureza de 72,41 HV_{0,05}. Segundo (Silva *et al.*, 2016), a pressão de 600 MPa é a melhor a ser adotada, pois acima destes valores não se tem um acréscimo considerável na dureza do material.

A Figura 66 mostra as micrografias obtidas por microscopia óptica (MO) do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg), sem adição de Si, sinterizado a plasma com atmosfera de nitrogênio.

Figura 66 - Metalografia amostras a plasma nitrogênio - (a) sem ataque (b) com ataque.



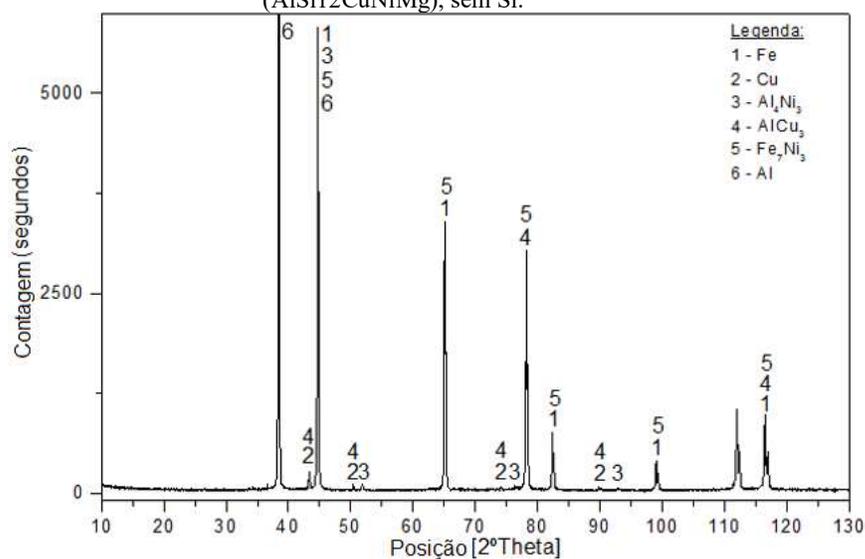
Fonte: Autoria própria.

Na Figura 66(a), sem o ataque químico, foi possível observar uma superfície bem homogênea, com pouca porosidade e com poros entre 20 a 40 μm . Também pode ser observado partículas de Cu que variam de 30 a 150 μm .

Na Figura 66(b), após o ataque químico, pode-se observar melhor os contornos de grão das partículas de Al com tamanhos entre 20 e 50 μm , também pode-se observar partículas de Cu com medidas de 20 μm , não sendo observado possíveis formação de fases, neste ensaio metalográfico.

A Figura 67 apresenta o difratograma obtido da amostra de pós elementares (AlSi12CuNiMg), sem adição de Si e sinterizada a plasma com nitrogênio.

Figura 67 - DRX sinterização a plasma com nitrogênio do composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg), sem Si.

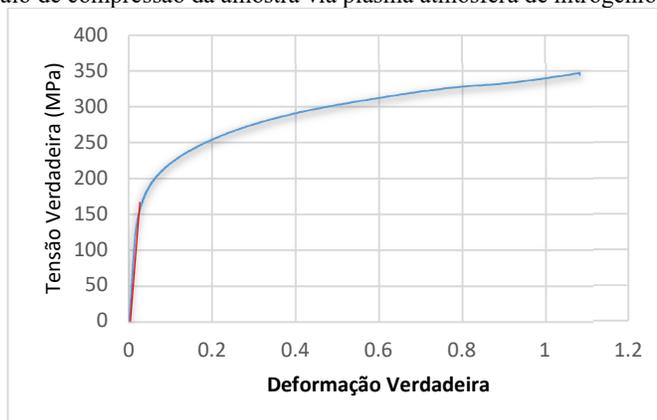


Fonte: Autoria própria.

Através da análise do difratograma da Figura 67, foi possível observar a ocorrência de formação dos picos de cristais característicos de inúmeras fases. Ao todo foram encontradas oito fases, sendo o primeiro pico a aproximadamente 23° e o último pico a aproximadamente 137° . Ainda se destaca neste difratograma a formação da fase Al_4Ni_3 , por agregar grande contribuição para as propriedades mecânicas em trabalhos que exigem resistência a altas temperaturas, conferindo a esses materiais melhor estabilidade térmica (LI *et al.*, 2010).

A Figura 68 apresenta a curva gerada pelo ensaio de compressão da amostra de pós elementares (AlCuNiMg), sem adição de Si, sinterizada a plasma em atmosfera de nitrogênio com um patamar de temperatura de 510°C .

Figura 68 - Ensaio de compressão da amostra via plasma atmosfera de nitrogênio, sem Si e 510°C.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 69 apresenta a imagem da amostra do composto de pós elementares AlCuNiMg, sem adição de Si e sinterizada a plasma, após a realização do ensaio de compressão. Pode-se observar o comportamento apresentado pela amostra, onde o embarrilhamento ocorre de forma uniforme.

Figura 69 - Imagem da amostra após ensaio de compressão.

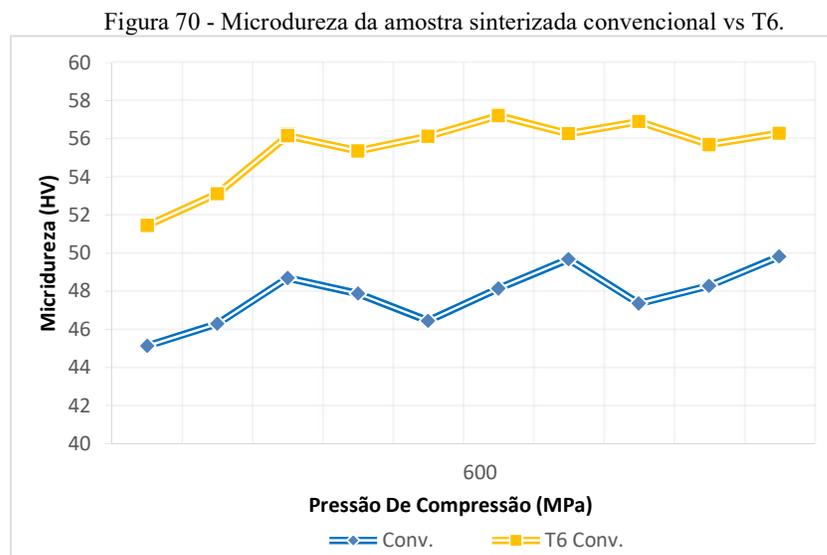


Fonte: Autoria própria.

Ao realizar o tratamento dos dados obtidos durante o ensaio de compressão, foi possível observar um comportamento diferenciado das demais amostras do trabalho. A amostra ficou com uma deformação uniforme no decorrer do ensaio, caracterizando um material com grande ductilidade. Esta amostra obteve uma σ_e de aproximadamente 160 MPa, e após esta tensão, o material começou a entrar no processo de deformação plástica, até atingir a $\sigma_{m\acute{a}x}$ de 350 MPa. Klobčar *et al.* (2013), apresentou um resultado abaixo dos encontrados nas medições de amostras do mesmo material e que passaram pelo processo de fundição (tensão máxima de 240 MPa).

4.10.2 Ensaios realizados pelo processo convencional 510 °C

Na Figura 70 estão dispostos os resultados de microdureza Vickers da superfície das amostras do composto de pós elementares (AlCuNiMg), sem adição de Si, compactadas com 600 MPa de pressão e sinterizadas com nitrogênio pelo processo convencional com patamar térmico de 510 °C. Posteriormente estas amostras passaram por um tratamento térmico T6.



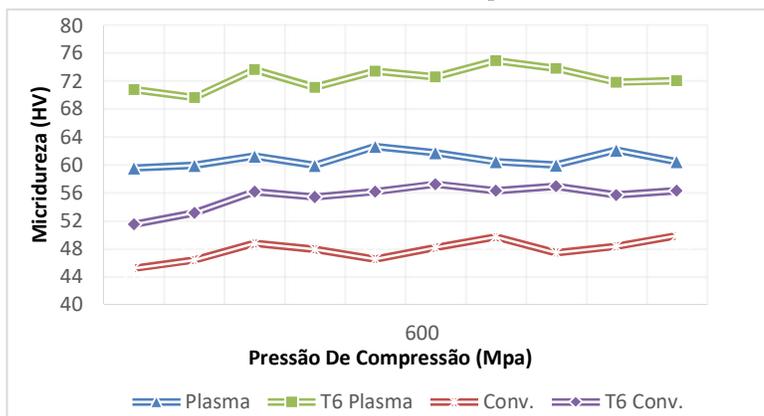
Fonte: Autoria própria.

Analisando o Figura 70, verificou-se que as amostras sinterizadas sem o posterior tratamento T6, obtiveram uma média de microdureza de 47,9 HV0,05, e após o tratamento térmico T6, obtiveram uma média de 55,46 HV0,05. Segundo Silva *et al.* (2016), a pressão de 600 MPa é a melhor taxa de compactação a ser adotada, pois acima destes valores não se tem um acréscimo considerável na dureza do material.

Na Figura 71, estão dispostos os resultados das amostras sinterizadas pelo processo a plasma e convencional ambas com atmosfera de nitrogênio, com patamar térmico de 510 °C, fazendo um comparativo com as amostras após o tratamento térmico T6.

Analisando a Figura 71, após o tratamento térmico T6, as amostras obtiveram um acréscimo de microdureza, destacando-se o melhor valor apresentado para o processo a plasma, com uma média de 72,41 HV0,05. Para o caso das amostras sinterizadas convencionalmente e tratadas posteriormente, o valor ficou na média de 55,46 HV0,05.

Figura 71 - Microdureza das amostras sinterizadas a plasma *versus* convencionalmente.

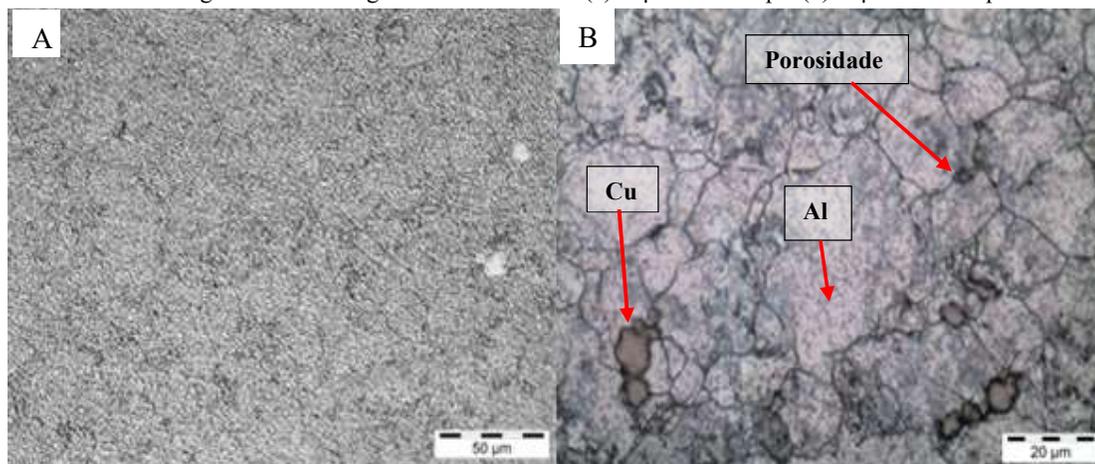


Fonte: Autoria própria.

Analisando os materiais que foram apenas sinterizados, sem tratamento posterior, observou-se que os obtidos pelo processo a plasma apresentaram melhor desempenho em relação ao processo convencional, com uma média de 60,08 HV_{0,05} contra 47,77 HV_{0,05}.

A Figura 72 mostra as micrografias obtidas por microscopia óptica (MO) do composto de pós elementares (AlCuNiMg), sem adição de Si, sinterizado pelo processo convencional com atmosfera de nitrogênio.

Figura 72 - Metalografia convencional - (a) 50µm sem ataque (b) 20µm com ataque.



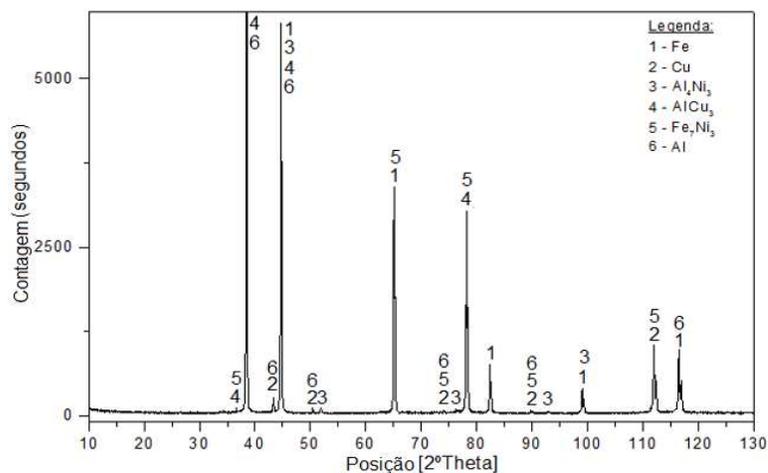
Fonte: Autoria própria.

Na Figura 72 (a), sem o ataque químico, foi possível observar uma superfície bem homogênea com pouca porosidade e com poros entre 5 a 10 µm.

Na Figura 72(b), após o ataque químico, pode-se observar melhor os contornos de grão das partículas de Al com tamanhos de 20 a 100 µm e as partículas de Cu de 20 a 30 µm. Pode-se observar também que há pouca porosidade entre as partículas.

A Figura 73 apresenta o difratograma obtido da amostra de pós elementares (AlSi12CuNiMg), sem adição de Si e sinterizada convencionalmente com nitrogênio.

Figura 73 - DRX do sinterizado do composto de pós elementares (AlCuNiMg), convencional com nitrogênio.

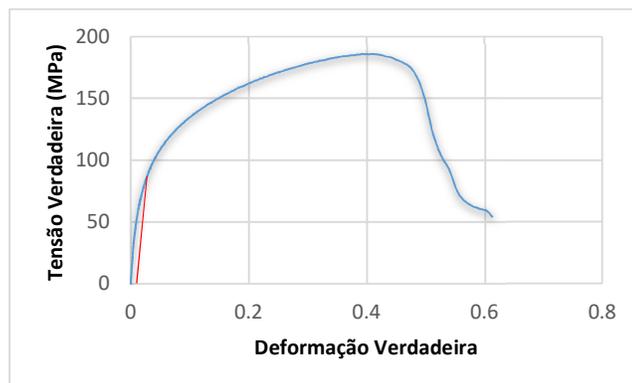


Fonte: Autoria própria.

Através da análise do difratograma da Figura 73, foi possível observar a ocorrência de formação dos picos de cristais característicos de inúmeras fases. Ao todo foram encontradas quatro fases, sendo o primeiro pico a aproximadamente 38° e o último pico a aproximadamente 118°. Ainda se destaca neste difratograma a formação da fase Al₄Ni₃, por agregar grande contribuição para as propriedades mecânicas em trabalhos que exigem resistência a altas temperaturas, conferindo a esses materiais melhor estabilidade térmica (LI *et al.*, 2010).

A Figura 74 apresenta a curva gerada pelo ensaio de compressão da amostra de pós elementares (AlCuNiMg), sem adição de Si, sinterizada convencionalmente com atmosfera de nitrogênio e com um patamar de temperatura de 510 °C.

Figura 74 - Ensaio Compressão da amostra convencional com atmosfera de nitrogênio, sem Si e 510°C.



Fonte: Autoria própria.

Analisando a Figura 74 foi possível observar que a amostra obteve uma σ_e de aproximadamente 80 MPa. Após esta tensão o material começou a entrar no processo de deformação plástica, até atingir a $\sigma_{m\acute{a}x}$ de deformação que o material suportou, em torno de 188 MPa. Este resultado ficou abaixo do apresentado por Klobčar *et al.* (2013), onde as medições encontraram uma $\sigma_{m\acute{a}x}$ de 240 MPa para os materiais de mesma composição e obtidos pelo processo de fundição.

5 CONCLUSÕES

Por meio dos estudos realizados no presente trabalho foi possível avaliar os efeitos obtidos pela sinterização assistida a plasma de pós elementares (AlSi12CuNiMg), bem como, comparar os resultados obtidos com os das amostras sinterizadas pelo método convencional.

O melhor resultado encontrado no processo de sinterização convencional foi nas amostras obtidas em atmosfera com nitrogênio, já na comparação entre os processos, a sinterização assistida por plasma, sem a adição de Si ao composto obteve o melhor resultado.

Observou-se que a densificação das amostras sinterizadas pelo processo convencional com atmosfera controlada com nitrogênio foi capaz de produzir sinterizados com até 89,4%, já com o controle da atmosfera com argônio ficou com 88,4%, desta forma, conclui-se que as amostras produzidas com atmosfera controlada por nitrogênio pelo processo convencional, obtiveram um desempenho melhor que as amostras processadas na atmosfera com argônio. Enquanto que, com o processo a plasma com atmosfera controlada com nitrogênio a densificação final foi 88,6%. Com isso, pode-se concluir que os resultados de densificação das amostras sinterizadas, utilizando diferentes composições gasosas, mostraram ser semelhantes, entretanto, os menores resultados obtidos foram para processo a plasma com atmosfera de nitrogênio a 410 °C, (deveria ser 510 °C), mas a fusão das amostras por causa do silício a diminuíram. Na densificação do composto sinterizado a plasma, sem a adição de Si, o valor encontrado ficou em 90,09%, superior ao encontrado no convencional.

Analisando as amostras que foram sinterizados pelo método convencional pode-se afirmar que a sinterização com atmosfera de nitrogênio forneceu o melhor desempenho em relação a atmosfera de argônio, atingindo uma microdureza com média de 59,51 HV0,05, contra 54,89 HV0,05 do argônio, desta forma a atmosfera controlada com nitrogênio obteve um aumento de 8,5% na microdureza. Fazendo um paralelo com as amostras processadas a plasma com atmosfera controlada por nitrogênio, chegou-se a um média de microdureza de 46,37 HV0,05, ficando com uma dureza 28,4% menor, este resultado se deu por conta da temperatura de 410 °C utilizada para sinterização das amostras, devido as reações do Si no composto durante a sinterização. sendo que este foi o patamar máximo de temperatura que foi possível trabalhar, porém quando comparado com o composto de pós elementares (AlCuNiMg) sem Si sinterizado a 510 °C, o valor encontrado ficou em 60,08 HV0,05, superior ao encontrado no convencional.

Após o tratamento térmico T6 as amostras sinterizadas com atmosfera controlada tanto com nitrogênio quanto com o argônio, demonstraram um aumento de microdureza, porém, com

um melhor resultado da amostra sinterizada com atmosfera de nitrogênio, que após o tratamento térmico T6 forneceu uma média em sua microdureza de 71,78 HV0,05, obtendo assim, um aumento de 10,56% em relação ao sinterizado com argônio que atingiu uma microdureza de 64,2 HV0,05. Entretanto, os menores resultados de microdureza obtidos foram para o processo a plasma do composto de pós elementares (AlSi₁₂CuNiMg) com Si sinterizado a 410 °C com atmosfera de nitrogênio que ficou com média 57,3 HV0,05, mas quando comparado com o composto de pós elementares (AlCuNiMg) sem Si sinterizado a 510 °C, também produzido pelo processo a plasma o valor encontrado ficou em 72,41 HV0,05, ficando assim acima ao encontrado no convencional após o tratamento T6.

De acordo com as análises realizadas por MO, foi possível identificar possíveis formações de fases para o processo de sinterização convencional do composto de pós elementares (AlSi₁₂CuNiMg) com atmosfera controlada por nitrogênio e argônio na temperatura de 510 °C, como por exemplo Mg₂Si e β-Al_{0,5}Fe₃Si_{0,5}. Já para o processo de sinterização a plasma do composto de pós elementares (AlSi₁₂CuNiMg) com Si a temperatura de 410 °C não foi evidenciada nenhuma possível fase, entretanto para o composto de pós elementares (AlCuNiMg) sem a adição de Si a temperatura de 510 °C foi possível identificar possíveis fases..

A sinterização convencional apresentou resultados de rugosidade nas amostras, em uma média de 1,88 μm e para a sinterização a plasma, média de 7,87 μm, indicando que o processo convencional é mais eficiente em relação a acabamento superficial da peça sinterizada. Este fenômeno é devido ao bombardeamento iônico sofrido pela superfície das amostras no processo a plasma.

As análises realizadas nos difratogramas dos compostos processados tanto pelo método convencional quanto a plasma, indiferente da atmosfera de controle, apresentaram a ocorrência de formações dos picos de cristais característicos de fases, talvez dentre estas a mais relevante seja a formação da fase Mg₂Si, que confere endurecimento à liga, onde o silício melhora a fundibilidade, enquanto o magnésio aumenta a resistência à corrosão, ambos favorecem o endurecimento das ligas de alumínio e a tornam tratáveis termicamente.

Os ensaios de compressão realizados nas amostras obtidas pelo processo de sinterização convencional com atmosfera de nitrogênio e argônio com um patamar de temperatura de 510°C, apresentou σ_{máx} de deformação de 230 MPa para ambos os processos, obtendo uma diferença apenas na σ_e que para o nitrogênio, 175 MPa, e para o argônio 135 MPa. Para a amostra amostras do composto de pós elementares (AlSi₁₂CuNiMg) sinterizada a plasma os resultados

obtidos não foram satisfatórios, devido a fragilidade que a amostra apresentou, pois com uma $\sigma_{\text{máx}}$ de deformação de 200 MPa a amostra é reduzida a fragmentos.

O resultado da microdureza obtidos das amostras retiradas do pistão, que foi produzido pelo processo de fundição, obtiveram uma média de microdureza através das identificações realizadas na face das amostras de 86,5 HV0,05, já as amostras do composto de pós elementares (AlCuNiMg) assistidos pelo processo a plasma e sem adição de Si sinterizadas a 510 °C, após o tratamento térmico T6, obtiveram uma média de microdureza de 72,41 HV0,05, comparando estes resultados o composto de pós elementares (AlSi12CuNiMg) ficou com a microdureza 16.3 % menor que a liga do pistão.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

No decorrer do presente estudo, algumas questões foram levantadas. Entretanto, por não fazerem parte dos objetivos previamente estabelecidos ou pela pouca disponibilidade de tempo não puderam ser esclarecidas. Desta forma, algumas sugestões de trabalhos futuros são apresentadas a seguir, no intuito de tentar encontrar respostas para estas questões. Dentre elas estão:

- Investigar outros parâmetros de processo como tempo, temperatura e atmosfera;
- Analisar a influência do bombardeamento iônico na microdureza do material;
- Estudar a influência do percentual de Si em ligas de Al no processo de sinterização a plasma;
- Estudar o comportamento do percentual de Si em outros materiais no processo de sinterização a plasma;
- Estudar as propriedades mecânicas do Al na sinterização com fase líquida pelo processo de sinterização a plasma.

7 REFERÊNCIAS

- A. AROCKIASAMY*¹, R. M. GERMAN², P. WANG¹, M. F. HORSTEMEYER¹, W. MORGAN¹ AND S. J. PARK¹. Sintering behaviour of Al-6061 powder produced by rapid solidification process. Powder Metallurgy VOL 000 NO 000, 2010.
- ABAL. Fundamentos e Aplicações do Alumínio. Associação Brasileira do Alumínio. 2007. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/site/pdf/fundamentos-do-aluminio/001.pdf>>. Acesso em: 18 dezembro 2016.
- ALLIBERT, C.H. Sintering Features of Cemented Carbides WC-Co Processed From Fine Powder. International Journal of Refractory Metal & Hard Materials, 2001.
- APELIAN, D.; SHIBKUMAR, S.; SIGWORTH, G.; Fundamental aspects of heat treatment of cast Al-Si-Mg; AFS; Transaction; V.97; 1989; pp727-742.
- ASGHAR, Z.; REQUENA, G.; ZHID, G.H.; Effect of thermally stable interpenetration networks of aluminides and Si on the high temperature strength of an AlSi12CuMgNi alloy; Unpublished article; 2014; 14p.
- ASM – AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals Handbook: Casting. 4ed. Ohio, O.H.: ASM International, v.15, 2002 p., 1998.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. Fundamentos e Aplicações do Alumínio. São Paulo: ABAL, maio 2007.
- ASTM E9-89a AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature 2000.
- ASTM International. ASTM E384: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. West Conshohocken, 2011.
- BELKIND, A., LI, H; CLOW., JANSEN, F. Oil Removal from metals by Linear Multi-Orifice Hollow Cathode, surface and Coating technology, v. 76-77, p, 738-743, 1995
- BOGAERTS, A., *et al.* Gas discharge plasma and their applications. Spectrochimica Acta: Part B. v. 57, p. 609 – 658, 2002.
- BOGAERTS. A.; NEYTS, E.; GIJBELTS, R.; VAN DER MULLEN, J. Gas Discharge Plasma and their application, Spectrochimica Acta Part B, v. 57, p. 609-658, 2002.
- BRIAN, J. W. High performance ferrous P/M materials for automofive applications - Met. Powder Rep., v.46, n.9, September 1991.
- BRITO, F. IRAN GOMES DE; MEDEIROS, CATARINE F.; LOURENÇO, JORGE MAGNER. Um estudo teórico sobre a Sinterização na Metalurgia do Pó. Holos, Rio Grande do Norte, v. 3, n., p.01-08, 01 mar. 2007.
- C.H. Caceres and Q.G. Wang, Dendrite Cell Size and Ductility of Al-Si-Mg Casting Alloys, Int. J. Cast Metals Rev., Vol 9, 1996, p 157–162

- CALLISTER, W. D. J. Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Abordagem Integrada. 4/2014. ed. (s.l.) LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora Ltda., 2014.
- CARDOSO, G. S. Desenvolvimento de um processo de sinterização a plasma para o alumínio com avaliação da influência da atmosfera gasosa. Porto Alegre: UFRGS, 2016.
- CHANDRAMOULI, R., KANDAVEL, T.K., SHANMUGASUNDARAM, D., KUMAR, T. A. Deformation, densification, and corrosion studies of sintered powder metallurgy plain carbon steel performs. *Materials and Design* 28 (2007) 2260–2264.
- CHANDRASHEKHARIAH, T.M.; KORI, S.A. Effect of grain refinement and modification on the dry sliding wear behavior of eutectic Al-Si alloys. *Tribol. Int.*, v. 42, p. 59-65, 2009.
- CHIAVERINI, V. - Metalurgia do Pó: Técnica e Produtos, 4 ed., São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Metais, 2001.
- D. G. White, State of the P/M industry in north America. *Int. J. Powder Metall.*, 1999, 35, (5), 25–29.
- DUTEL, G.D.; LANGLOIS, P.; TINGAUD, D.; DIRRAS, G. Room-temperature deformation micro-mechanisms of polycrystalline nickel processed by spark plasma sintering. *Materials characterization* 79 (2013) 76-83.
- EIDHED, W. Modification of β -Al₁₅FeSi Compound in Recycled Al-Si-Fe Cast Alloy by Using Sr, Mg and Cr Additions. *J. Mater. Sci. Technol* Vvolume 24 n°1. pp. 45-47. 2008
- ESTRADA, J. L. - Properties Improvement of Rapidly Solidified P/M Al-20Si-X Alloys by Means of Modified Degassing – *Advances in Powder Metallurgy*, Elsevier, Vol. 2, 1990.
- FEIKUS, F.J.; Optimization of Al-Si cast alloys for cylinder head applications; *AFS Transactions*, v106; pp. 225-231; 1998.
- FEISTAUER, A.; GONÇALVES, F. J. F.; PACHECO, L. C.; SOUSA, G. C.; MARTINS, C. G.; MORO, N. *Metalurgia do Pó*. Florianópolis: CEFET/SC, 1999.
- FERNANDES, M.R.P.; Compósito de Matriz Metálica à base de Níquel com Adição de TaC e NbC Produzidos via Metalurgia do Pó. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia dos materiais) – Natal – RN, Universidade Federal do rio Grande do Norte – UFRN, 2014.
- FERREIRA, JOSÉ M.G. DE CARVALHO; *Tecnologia da Pulverometalurgia*, Lisboa: 2002.
- FRIDMAN, A.; KENNEDY, L.A. *Plasma physics and engineering*. New York: Taylor & Francis Books, 853 p., 2004.
- FURLAN, T. S. Influência do teor de estrôncio na modificação da liga A356. São Paulo, 20018. Dissertação de Mestrado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil, 2008.
- GARCIA, G. S.; SILVA, M. M.; ARENHARDT, S. L.; MARTINS, V.; CARDOSO, G.; ROCHA, A. S. Sinterização A Plasma Do Alumínio Com A Utilização A Técnica Active Screen. In: 71º Congresso Anual da ABM - Internacional, 2016, Rio de Janeiro. Anais do 71º Congresso Anual da ABM - Internacional, 2016.

- GERMAN, R. M. Powder Metallurgy Science. 2nd. ed. Princeton, New Jersey: Metal Powder Industries Federation, 1994. 472 p.
- GERMAN, R.M. Powder Metallurgy Science, 2nd ed., Metal Powder Industries, Federation, Princeton, 1997.
- GOMES, M. R.; Bresciani Filho, E. Propriedades e usos de metais não-ferrosos. Associação brasileira de metais-ABM, São Paulo, 1987, p. 1-94.
- GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ; A METALURGIA DO PÓ: Alternativa econômica com menor impacto ambiental. São Paulo: Editora Metallum 1º Ed., 2011; Acesso em: 19 dezembro 2016
- HAQUE, M. M.; SHARIF, A. Study on wear properties of aluminium-silicon piston alloy. J. Mater. Process. Technol., v. 118, p. 69-73, 2001.
- [HTTP://www.makeitfrom.com/material-properties/EN-AC-48000-AISi12CuNiMg-Cast-Aluminum](http://www.makeitfrom.com/material-properties/EN-AC-48000-AISi12CuNiMg-Cast-Aluminum). Acesso em: 19 dezembro 2016.
- HUDA, Z. et. al. Characterization of 2024-T3: An aerospace aluminum alloy. Materials Chemistry and Physics. V 113, 2009, 516.
- INFOMET. Disponível em: <http://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-conteudo-ler.php?codAssunto=52> Acessado em 27/06/2017.
- JIA, C., LIU, W., GUO, Z. Application of the gel casting process in iron powder metallurgy. Journal of University of Science and Technology Beijing. Volume 13, Number 1, February 2006, Page 29.
- JOENOS, A.T.; GRUZLESKI, J.E.; Magnesium effects on the microstructure of unmodified and modified Al-Si alloys; Cast metals, v.4 No2; 1991.
- KAUFMAN, J.G.; ROOY, E.L. Aluminum alloy casting: properties, processes, and applications. Ohio, O.H.: ASM International, 2004.
- KLAR, E. Metals Handbook: Powder Metallurgy, ASM Handbooks, Desk Edition, V. 7, 2005.
- Klobčar, D.; Nagode, A.; Smolej, A.; Tušek, J.; Welding by friction and stirring aluminum alloy AlSi12. RMZ – M&G | 2013 | Vol. 60 | pp. 183–189
- KNEWITZ, F. L. Estudo comparativo de amostras de NiTi produzidas por metalurgia do pó. Porto Alegre: UFRGS. 2009.
- KONDOH K., KIMURA A. AND WATANABE R., Effect of Mg on Sintering Phenomenon of Aluminium Alloy Powder Particle, Powder Met., 2001, 44, 2, 161-164.
- KOTTAUS H. Técnica de Produção Industrial, materiais Metálicos. Materiais Auxiliares. Editora Polígono S.A São Paulo, SP, 1972.
- KRUPÍŃSKI, M.; LABISZ, K.; DOBRZAŃSKI, L.A. Structure investigation of the Al-Si-Cu alloy using derivative thermo analysis. J. Achiev. Mater. Manuf. Eng., v. 34, n. 1, p. 47-54, 2009.
- Li, Y.; YANG, Y.; WU, Y.; WANG, L.; LIU, X.; Quantitative comparison of three Ni-containing phases to elevated-temperature properties of Al-Si piston alloys; Materials Science and Engineering A; v. 527; 2010; pp. 7132-7137.

- LI, Z.; SAMUEL, F.H.; SAMUEL, A.M.; RAVINDRAN, C.; VALTIERRA, S.; Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of Al₂Cu phase in Al-Si-Cu 319 alloys; *Journal of Materials Science*; v.38; 2003; pp.1203-1218.
- LIMA, N. A. G. Tratamento térmico de envelhecimento da liga de fundição AlSi10Mg (Fe). Porto, 2012. Dissertação de Mestrado - Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Portugal, 2012
- LOURENÇO, J. M.; Evolução Microestrutural De Ferro Puro E Ligas Ferrosas Sinterizadas Por Plasma; 2004. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal De Santa Catarina (Ciência E Engenharia De Materiais), Santa Catarina, 2004
- LUMLEY, R. *Fundamentals of aluminium metallurgy: Production, processing and applications*. First ed. Oxford: Woodhead Publishing Limited, 2011.
- M, JEFFERSON.; Caracterização Microestrutural Dos Compostos Intermetálicos E Seu Efeito No Comportamento Mecânico Nas Ligas De Al-9%Si Com Adições De Fe E Mn. Instituto De Pesquisas Energéticas E Nucleares; Dissertação de Mestrado - Instituto De Pesquisas Energéticas E Nucleares Universidade de São Paulo, 2013.
- MA, Z.; 29, 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. *Mater. Des.*, v. 31, n. 8, p. 3791-3803, 2010.
- Method for determination of density of compacted or sintered powder metallurgy products. Standard test methods for metal powders and powder metallurgy products. MPIF n. 42. Metal Powder Industries Federation, Princeton, New Jersey, 1998.
- MONDOLFO, L.F.; *Aluminium Alloys: Structure and properties*; Butterworth & Co Ltd.; 1976
- MOREIRA, P. S. Efeito da taxa de resfriamento e dos tratamentos térmicos sobre as propriedades mecânicas da liga Al-Si-Mg (A356.0). Minas Gerais. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil, 2011.
- 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.
- MOUSTAFA, M.A.; SAMUEL, F.H.; DOTY, H.W.; VALTIERRA, S.; Effect of and addiction on the microstructural charecteristics and tensile properties of Sr-modifield Al-Si eutectic alloys; *International journal of Cast Metals reserrch*; v.14; pp235-253; 2002.
- MPIF STANDARD 35. *Materials Standards for Metal Injection Molded Parts. Density of Compacted or Sintered Powder Metallurgy*, pp. 6-7, 2016.
- MÜLLER, S., SCHUBERT, T., FIEDLER, F., STEIN, R., KIEBACK, B., & DETERS. *Properties of Sintered P/M Aluminium Composites*. University of Applied Sciences of Western Switzerland; Euro – Metal Matrix Composites, pp 1-2; 2011.

- NASLAUSKY, A. L. O. Influência do Processo de Mistura na Homogeneização da Liga Ti-6Al-7Nb Obtida por Metalurgia do Pó. Monografia – Divisão de Engenharia Mecânica - Aeronáutica, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos; 2002.
- NEVES, MAURÍCIO DAVI MARTINS. Sinterização De Misturas De Pós De Ligas De Ferro Para Aplicações Automotivas. Tese de doutorado. – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – Autarquia Associada à Universidade de São Paulo. São Paulo; 2005.
- PIECZONKA, T. et al. Sintering Behaviour of Aluminium in Different Atmospheres. Fraunhofer Institute, 2005.
- PRUDNIKOV, A. N. Production, structure, and properties of engine pistons made from transeutectic deformable silumim. *Steel Transl.*, v. 39, n. 5, p. 391-393; 2009.
- REIHANIAN, M., ASADULLAHOPOUR, S.R., HAJARPOUR, S., GHEISARI, K.H. Application of neural network and genetic algorithm to powder metallurgy of pure iron. *Materials and Design* 32 (2011) 3183–3188.
- ROOY, E.L. *Metals Handbook, Casting*, vol. 15, ASM International, Materials Park, Ohio, p. 1622-1648, 1998
- SALAZAR, J. A. B. Estudo do Processo de Fabricação de Compostos AA6061+TiCN por Sinterização com Fase Líquida e Caracterização do Produto. 2007. 200 f. Tese (Doutorado em Engenharia). Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 2007.
- SAVI, J. R. Efeito da Adição de Nb, Mo, Cr e Ti na Microestrutura do Metal Duro WC-6Co. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2011.
- SCHAERER, Magna Maria Monteiro. ANÁLISE NUMÉRICA DO COMPORTAMENTO DE DENSIFICAÇÃO DE PÓS METÁLICOS RESULTANTE DO PROCESSO DE COMPACTAÇÃO UNIAXIAL. 2006. 89 f. Tese (Doutor) - Curso de Engenharia Mecânica, Departamento de Coppe, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2006.
- SCHAFFER, G.B., YAO, J.Y., BONNER, S.J., CROSSIN, E., PAS, S.J. AND HILL, A.J. The effect of tin and nitrogen on liquid phase sintering of Al-Cu-Mg-Si alloys. *Acta Materialia*, 56(11), p. 2615–2624, 2008.
- SEEBER, A; Estudo da Sinterização de Titânio Puro em Descarga Elétrica Luminescente em Regime Anormal. 2008. Tese de Doutorado (Doutorado Em e Ciência Engenharia de Materiais). Universidade Federal De Santa Catarina, Departamento De Engenharia Mecânica, Santa Catarina, 2008.
- SILVA, A. G.; & JÚNIOR, C. A. Rapid Sintering: its application, analysis and relation with the innovative technique. *Cerâmica*, p. 17. 1988.
- SILVA, A.G.P., ALVES JUNIOR, C.; A sinterização rápida: sua aplicação, análise e relação com as técnicas inovadoras de sinterização
- SILVA, L.V; Estudos Dos Mecanismos Envolvidos Em Processos De Endurecimento Superficial A Laser De Ligas A Base De Alumínio. 2011. 19 f. Dissertação (Mestrado em Ciência Nuclear). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Autarquia Associada à Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.
- SILVA, M. M.; ARENHARDT, S. L.; GARCIA, G. S.; MARTINS, V.; SANTOS, M. A.; ROCHA, A. S. Avaliação da influência da atmosfera de sinterização do composto intermetálico Al12Si. In: 71°

- Congresso Anual da ABM - Internacional, 2016, Rio de Janeiro. Anais do 71º Congresso Anual da ABM - Internacional, 2016.
- SJÖLANDER, E.; SEIFFEDINE, S.; The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys; *Journal of Materials Processing Technology*; v.2010; 2010; pp. 1249-1259.
- SOUZA, A. R., ESPINOZA, F. R., RODRIGUES, W. C., PFINGSTAG, M. E., & SCHAEFFER, L. Obtenção de Micropeças Sinterizadas Aplicadas na Área Médica. 30º SENAFOR - 7º Encontro de Metalurgia do Pó - 1ª Conferência Internacional de Metalurgia do Pó, p. 458. De 20 a 22 de outubro de 2010.
- SOUZA, S. A. *Ensaio Mecânicos dos Materiais Metálicos - fundamentos teóricos e práticos*. São Paulo: Edgard Blücher. 2000.
- TASH, M.; SAMUEL, F.H.; MUCCIARDI, F.; DOTY, H.W.; Effect of metallurgical parameters on the hardness and microstructural characterization of as-cast and heat-treated 356 and 319 aluminum alloys; *Materials Science Engineering A*; v. 443; pp. 185-201; 2007.
- TAYLOR, J.A.; The effect of iron in Al-Si casting alloys; *International Journal of Cast Metals Research*; 1995; pp225-252.
- TENEKEDJIEV, N. ARGO, D.; GRUZLESKI, J.E.; Sodium, strontium and phosphorus effects in hyperutectic Al-Si alloys; *AFS Transaction*; v. 97; 1989; 127-136.
- TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. *Physical Metallurgy and Processes*. Handbook of Aluminum, vol 1, Cap 24, Dekker. New York, 2003.
- UPADHYAYA, G. S. *Powder Metallurgy Technology*. Cambridge International Science Publishing, 2002.
- VON ENGEL, A. *Ionized Gases*. New York: American Institute of Physics, 1994. 325p.
- WHITTAKER, D. Process economics and technological advances in P/M automotive parts. *International Journal of Powder Metallurgy*. Vol. 3, n.3, p. 53-62, 1988.
- ZEREN, M.; KARAKULAK, E.; GUMUS, S.; Influence of Cu addition on microstructure and hardness of near-eutectic Al-Si-xCu-alloys; *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*; v.21;2011; pp1698-1702
- ZILNYK, K.; CINTHO, O. M. Influência da moagem de alta energia na porosidade de produtos da metalurgia do pó. *Quarto Encontro de Engenharia e Tecnologia dos Campos Gerais*, 2008.