

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA DE MATERIAIS
MESTRADO PROFISSIONAL

**“ESTUDO DA INFLUÊNCIA DE DIFERENTES GRANULOMETRIAS NA
DENSIFICAÇÃO DE COMPÓSITOS DE AÇO DUPLEX UNS S31803 PRODUZIDO
POR METALURGIA DO PÓ”**

RODRIGO RODRIGUES CHAVES

Orientadora: Prof.^a Dra. Márcia Regina Baldissera Rodrigues

Coorientador: Prof. Dr. Geovani Rodrigues

Itajubá
Abril de 2023

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA DE MATERIAIS
MESTRADO PROFISSIONAL

**“ESTUDO DA INFLUÊNCIA DE DIFERENTES GRANULOMETRIAS NA
DENSIFICAÇÃO DE COMPÓSITOS DE AÇO DUPLEX UNS S31803 PRODUZIDO
POR METALURGIA DO PÓ”**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais como parte dos requisitos para obtenção do Título de Mestre Profissional em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Desenvolvimento, Processamento e Caracterização de Materiais

Orientadora: Prof.^a Dra. Márcia Regina Baldissera Rodrigues

Coorientador: Prof. Dr. Geovani Rodrigues

Itajubá
Abril de 2023

DEDICATÓRIA

Dedico esse trabalho a Deus, por me ter dado forças para continuar firme e forte na busca dos meus sonhos. Aos meus familiares pelo incentivo, ensinamentos e apoio incondicional.

AGRADECIMENTO

Agradeço primeiramente a Deus pela força, coragem e determinação para continuar firme mesmo frente as adversidades durante a elaboração desse trabalho.

Agradeço também aos meus pais, Paulo José Chaves e Maria das Graças Rodrigues Chaves e meu irmão David Rodrigues Chaves pelo incentivo, suporte e ensinamentos para eu seguir em frente.

Agradeço ao meu amigo Sebastião Bruno Vilas Boas, pelos ensinamentos e ajuda.

Agradeço a minha orientadora Márcia Regina Baldissera Rodrigues e meu coorientador Geovani Rodrigues, pelos ensinamentos, ajuda e paciência.

Aos professores e funcionários da UNIFEI que tiveram disponibilidade e paciência durante esse percurso.

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são assim denominados por apresentar uma microestrutura bifásica, com a proporção volumétrica aproximadamente iguais de ferrita e austenita, sendo muito empregado na indústria de petróleo, papel celulose, química, nuclear entre outras. De modo geral são empregados quando existe a necessidade de um material com alta resistência mecânica aliada a alta resistência a corrosão. A metalurgia do pó pode ser uma forma de reaproveitamento para sucatas e sobras de componentes produzidos a partir de processos de produção, como usinagem. Neste trabalho foi realizado um estudo sobre a influência de diferentes granulometrias e de diferentes formas de prensagem (uniaxial e isostática) na densificação de um compósito de AID UNS S31803 produzido por metalurgia do pó. As moagens foram realizadas, por 20, 40 e 80 horas, com adição de 3% de carbeto de vanádio e de 1% de metanol como agente controlador do processo. Os pós foram tratados termicamente a 1050 °C por 30 minutos, para alívio das tensões oriundas do processo de moagem. Os pós obtidos nos diferentes tempos de moagem foram classificados e caracterizados quanto à sua morfologia e distribuição granulométrica, utilizando as técnicas de microscopia eletrônica de varredura e granulometria a laser. Após a caracterização os pós, com diferentes granulometrias, foram prensados utilizando prensagens uniaxial e isostática. Foram produzidas pastilhas utilizando os pós moídos por 20, 40 e 80 horas, também foram produzidas pastilhas utilizando a mistura em frações iguais de peso dos pós 20 e 40 horas, 40 e 80 horas e 20, 40 e 80 horas. Após a obtenção das pastilhas, foi realizado a medida da densidade a verde e posteriormente as pastilhas foram sinterizadas na temperatura 1250 °C por 1 h. As pastilhas sinterizadas foram caracterizadas segundo à porosidade, dimensão dos poros e densificação utilizando as técnicas de microscopia óptica, difração de raios x e medidas de densidade pelo método de Arquimedes. Os resultados mostraram que as dimensões dos particulados reduzem com o aumento do tempo de moagem. No tempo de 20 horas a dimensão média das partículas ficaram em 60,57 μm , no tempo de 40 horas a dimensão média reduziu para 52,35 μm e no tempo de 80 horas a dimensão ficou em 39,02 μm . Com os resultados da porosidade foi possível verificar que os valores ficaram próximos para a compactação uniaxial e isostática. O maior valor de densificação (utilizando a técnica de Arquimedes) foi obtido com a mistura na fração igual dos pós de 20, 40 e 80 horas utilizando a prensagem isostática e o valor alcançado foi de 6,9528 g/cm^3 . O valor da densificação do AID UNS S31803 produzido via fundição é de 7,80 g/cm^3 .

Palavras-chave: Metalurgia do pó; Moagem de alta energia; Aço inoxidável duplex UNS S31803.

ABSTRACT

Duplex stainless steels (DSS) are so named because they exhibit a biphasic microstructure, with roughly equal volumetric proportions of ferrite and austenite. They find extensive use in industries such as oil, pulp and paper, chemical, nuclear, and others, typically when a material with high mechanical strength and corrosion resistance is required. Powder metallurgy can provide a means of recycling scraps and leftovers from production processes like machining. This study focused on investigating the influence of different particle sizes and pressing methods (uniaxial and isostatic) on the densification of a DSS composite, specifically the UNS S31803 grade, produced through powder metallurgy. The powders were subjected to milling for 20, 40, and 80 hours, with the addition of 3% vanadium carbide and 1% methanol as a process control agent. Heat treatment at 1050 °C for 30 minutes was applied to relieve the stresses resulting from the milling process. The powders obtained at different milling times were classified and characterized in terms of morphology and particle size distribution using scanning electron microscopy and laser granulometry techniques. Subsequently, the powders with different particle sizes were pressed using uniaxial and isostatic pressing methods. Pellets were produced using powders milled for 20, 40, and 80 hours, as well as mixtures of equal weight fractions of powders milled for 20 and 40 hours, 40 and 80 hours, and 20, 40, and 80 hours. Green density measurements were conducted on the obtained pellets, which were then sintered at 1250 °C for 1 hour. The sintered pellets were characterized in terms of porosity, pore size, and densification using optical microscopy, X-ray diffraction, and density measurements using the Archimedes method. The results showed that particle dimensions decreased with longer milling times. The average particle size decreased from 60.57 μm at 20 hours of milling to 52.35 μm at 40 hours and 39.02 μm at 80 hours. The porosity values were similar for uniaxial and isostatic pressing. The highest densification value (determined using the Archimedes method) was achieved with the mixture of powders milled for 20, 40, and 80 hours using isostatic pressing, resulting in a density of 6.9528 g/cm^3 . The density value for UNS S31803 DSS produced via casting is 7.80 g/cm^3 .

Key words: Powder metallurgy; High energy grinding; Duplex stainless steel UNS S31803.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - MICROGRAFIA ÓPTICA DE UM AÇO AUSTENÍTICO.	15
FIGURA 2 - MICROGRAFIA ÓPTICA DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO S43000.	17
FIGURA 3 - MICROGRAFIA ÓPTICA DO AÇO INOXIDÁVEL S31803.	19
FIGURA 4 - MICROGRAFIA ÓPTICA DO AÇO UNS S31803, APÓS TRATAMENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZAÇÃO. ...	21
FIGURA 5 - ETAPAS DO PROCESSAMENTO VIA METALURGIA DO PÓ.	23
FIGURA 6 - MORFOLOGIAS DOS PÓS METÁLICOS.	24
FIGURA 7 - MECANISMO DE MOAGEM PELOS CORPOS MOEDORES.....	25
FIGURA 8 - DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DOS MOVIMENTOS DOS CORPOS MOEDORES.	26
FIGURA 9 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA Prensagem UNIAXIAL.	30
FIGURA 10 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DE UMA PrensA ISOSTÁTICA.	31
FIGURA 11 - ETAPAS DURANTE A SINTERIZAÇÃO.	32
FIGURA 12 - FLUXOGRAMA DO PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	35
FIGURA 13 – MICROGRAFIA DO AÇO UNS S31803 OBTIDO EM 20H DE MOAGEM. IMAGEM OBTIDA POR MEV.	40
FIGURA 14 - MICROGRAFIA DO AÇO UNS S31803 OBTIDO EM 40H DE MOAGEM. IMAGEM OBTIDA POR MEV.	41
FIGURA 15 - MICROGRAFIA DO AÇO UNS S31803 OBTIDO EM 80H DE MOAGEM. IMAGEM OBTIDA POR MEV.	41
FIGURA 16 - ANÁLISE EDS DAS PARTÍCULAS DO PÓ DE AÇO UNS S31803 MOÍDO COM ADIÇÃO DE VC POR 20 H. A TÉCNICA DE MAPEAMENTO FOI UTILIZADA PARA IDENTIFICAÇÃO DO VANÁDIO. AMPLIAÇÃO DE 5000X.	42
FIGURA 17 – GRÁFICO DA DISTRIBUIÇÃO GRANULOMÉTRICA DO PÓ DO AÇO UNS S31803 MOÍDO POR 20H, COM ADIÇÃO DE 3 % DE VC E 1 % DE METANOL.....	44
FIGURA 18 – GRÁFICO DA DISTRIBUIÇÃO GRANULOMÉTRICA DO PÓ DO AÇO UNS S31803 MOÍDO POR 40H, COM ADIÇÃO DE 3 % DE VC E 1 % DE METANOL.....	44
FIGURA 19 – GRÁFICO DA DISTRIBUIÇÃO GRANULOMÉTRICA DO PÓ DO AÇO UNS S31803 MOÍDO POR 80H, COM ADIÇÃO DE 3 % DE VC E 1 % DE METANOL.....	45
FIGURA 20 - COMPARATIVO DAS DENSIDADES À VERDE PrensADAS UNIAXIALMENTE E ISOSTATICAMENTE, ORIUNDAS DOS PÓS OBTIDOS NOS DIFERENTES TEMPOS DE MOAGEM DOS VÁRIOS TEMPOS DE MOAGEM E DOS DOIS TIPOS DE COMPACTAÇÃO.....	47
FIGURA 21 - COMPARATIVO DA DENSIDADE MATERIAL SINTERIZADO DOS VÁRIOS TEMPOS DE MOAGEM E DOS DOIS TIPOS DE COMPACTAÇÃO.	48
FIGURA 22 - COMPARATIVO DOS VALORES DE DENSIDADE POR ARQUIMEDES	50
FIGURA 23– MICROESTRUTURA DO AÇO UNS S31803 COM 3 % DE VC E 1 % DE CH ₃ OH SINTERIZADA A 1250°C DURANTE 1 HORA COM COMPACTAÇÃO UNIAXIAL. AS ÁREAS EM VERMELHO APONTAM A POROSIDADE. ESTÃO REPRESENTADAS AS AMOSTRAS MOÍDAS POR 20 H, 40 H E 80 H (A), (B), (C) RESPECTIVAMENTE.....	51
FIGURA 24 – MICROESTRUTURA DO AÇO UNS S31803 COM 3 % DE VC E 1 % DE CH ₃ OH SINTERIZADA A 1250°C DURANTE 1 HORA COM COMPACTAÇÃO UNIAXIAL. AS ÁREAS EM VERMELHO APONTAM A POROSIDADE. ESTÃO REPRESENTADAS AS AMOSTRAS MOÍDAS E MISTURADAS COM OS TEMPOS DE 20, 40 E 80 H; 40 E 80 H; 40 E 20 H (A), (B), (C) RESPECTIVAMENTE.....	52
FIGURA 25 – MICROESTRUTURA DO AÇO UNS S31803 COM 3 % DE VC E 1 % DE CH ₃ OH SINTERIZADA A 1250°C DURANTE 1 HORA COM COMPACTAÇÃO ISOSTÁTICA. AS ÁREAS EM VERMELHO APONTAM A POROSIDADE. ESTÃO REPRESENTADAS AS AMOSTRAS MOÍDAS POR 20 H, 40 H E 80 H (A), (B), (C) RESPECTIVAMENTE.....	53
FIGURA 26 - MICROESTRUTURA DO AÇO UNS S31803 COM 3 % DE VC E 1 % DE CH ₃ OH SINTERIZADA A 1250°C DURANTE 1 HORA COM COMPACTAÇÃO ISOSTÁTICA. AS ÁREAS EM VERMELHO APONTAM A POROSIDADE. ESTÃO REPRESENTADAS AS AMOSTRAS MOÍDAS E MISTURADAS COM OS TEMPOS DE 20, 40 E 80 H; 40 E 80 H; 40 E 20 H (A), (B), (C) RESPECTIVAMENTE.....	55
FIGURA 27 - DRX DO AID UNS S31803 COMO RECEBIDO.....	56
FIGURA 28 - DRX DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 MOÍDO POR 20H.....	56
FIGURA 29 - DRX DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 MOÍDO POR 40H.....	57
FIGURA 30 - DRX DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 MOÍDO POR 80H.....	57
FIGURA 31 - DRX DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 MOÍDO POR 80H, APÓS A SINTERIZAÇÃO.	58

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - COMPARATIVO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS ENTRE LIGAS DUPLEX E AUSTENÍTICAS.	20
TABELA 2 - COMPARATIVO ENTRE PROPRIEDADES FÍSICAS DE DOIS AÇOS AUSTENÍTICOS E DOIS DUPLEX.	21
TABELA 3 - PROCESSOS DE PRODUÇÃO DE PÓ E SUAS MORFOLOGIAS.	24
TABELA 4 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA TÍPICA DO AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX UNS S31803 (% EM PESO).....	35
TABELA 5 - DISTRIBUIÇÃO ACUMULATIVA	43
TABELA 6 – MÉDIA DA DENSIDADE CALCULADA À VERDE	46
TABELA 7 – MÉDIA DA DENSIDADE PÓS-SINTERIZAÇÃO (MÉTODO DE COMPACTAÇÃO UNIAXIAL E ISOSTÁTICO), COM DESVIO PADRÃO ENTRE PARÊNTESES.	48
TABELA 8 – COMPARATIVO DA DENSIDADE.....	49

LISTA DE SIGLAS

AID – Aço Inoxidável Dúplex;

AISI – American Iron and Steel Institute;

ASTM – American Society for Testing and Material

UNS – Unified Numbering System;

CCC – Cúbica de Corpo Centrado;

CFC – Cúbica de Face Centrada;

DRX – Difração de Raios x;

MO – Microscópio Óptico;

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura;

MP – Metalurgia do Pó;

MAE – Moagem de Alta Energia;

PCA – Agente Controlador de Processo;

EDS – Espectroscopia por energia dispersiva;

ZTA – Zona termicamente afetada;

UNIFEI – Universidade Federal de Itajubá.

ICSD – Inorganic Crystal Structure Database

LISTA DE SÍMBOLOS

TF – Tonelada força

$M_{23}C_6$ – Carbetto de cromo

%p - Porcentagem em peso

α – Fase ferrita;

γ – Fase austenita;

μm – Micrometro;

MPa – Megapascal.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	11
2. OBJETIVO	11
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	12
3.1. EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA	12
3.2. AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICO	14
3.3. AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICO	15
3.4. AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX	17
3.5. UNS S31803	19
3.6. METALURGIA DO PÓ	22
3.6.1. <i>OBTENÇÃO DOS PÓS</i>	23
3.6.2. <i>MOAGEM DE ALTA ENERGIA</i>	25
3.6.3. <i>VARIÁVEIS DO PROCESSO</i>	27
3.7. PRENSAGEM	29
3.7.1. <i>PRENSAGEM UNIAXIAL</i>	30
3.7.2. <i>PRENSAGEM ISOSTÁTICA</i>	31
3.8. SINTERIZAÇÃO.....	32
3.9. POROSIDADE.....	33
3.10. MATERIAIS PRODUZIDOS POR METALURGIA DO PÓ	33
4. MATERIAIS E MÉTODOS	35
4.1. USINAGEM E LIMPEZA DOS CAVACOS	35
4.2. MOAGEM DE ALTA ENERGIA.....	36
4.3. TRATAMENTO TÉRMICO PARA ALÍVIO DE TENSÃO.....	36
4.4. SEPARAÇÃO GRANULOMÉTRICA	36
4.5. CLASSIFICAÇÃO GRANULOMÉTRICA	37
4.6. PRENSAGEM.....	37
4.7. DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE À VERDE.....	38
4.8. SINTERIZAÇÃO.....	38
4.9. MICROSCOPIA ÓPTICA.....	38
4.10. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) E ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA (EDS).....	39
4.11. DIFRATOMETRIA DE RAIOS X	39
4.12. DENSIDADE DAS AMOSTRAS SINTERIZADAS	39
5. RESULTADO E DISCUSSÃO	40
5.1. MORFOLOGIA DAS PARTÍCULAS	40
5.1.1. <i>DISTRIBUIÇÃO DO CARBETO DE VANÁDIO</i>	41
5.2. GRANULOMETRIA DOS PÓS OBTIDOS NOS DIFERENTES TEMPOS DE MOAGEM	42
5.3. DENSIDADE À VERDE.....	46
5.4. CARACTERIZAÇÃO DO AID UNS S31803 OBTIDO APÓS A SINTERIZAÇÃO	47
5.4.1. <i>DENSIDADE</i>	47
5.4.2. <i>POROSIDADE NA PRENSAGEM UNIAXIAL</i>	50
5.4.3. <i>POROSIDADE NA PRENSAGEM ISOSTÁTICA</i>	53
5.5. DIFRATOMETRIA DE RAIOS X	55
6. CONCLUSÕES.....	58
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	59

8. ANEXOS	63
1. TAMANHO DE PARTÍCULA – SEDIGRAFIA	63
2. DENSIDADE À VERDE	69
3. DENSIDADE APÓS A SINTERIZAÇÃO	71
4. EDS	73

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são ligas que possuem em sua composição os elementos Fe-Cr-Ni-Mo-C com concentração mínima de 12 %p de cromo, com esses componentes essa ligas apresenta duas fases, a ferrita e a austenita em fração volumétrica quase iguais [2]. Por apresentar essa microestrutura suas propriedades mecânicas são elevadas, além de apresentar uma alta resistência a corrosão quando comparado aos outros aços inoxidáveis [3]. Aplicações desses aços estão concentradas principalmente nas indústrias: petrolífera, automobilística, papel e celulose, alimentícias entre outras[3].

O processo produtivo dos AID é complexo, composto por várias etapas e tratamentos termomecânicos, conseqüentemente essa ligas possuem um alto valor agregado, sendo o seu reaproveitamento algo muito desejável. Olhando pelo lado ecológico, a reutilização dessas ligas poderia reduzir os impactos ambientais, haja vista a complexidade do processo produtivo [4].

A metalurgia do pó é um tipo de processamento que se caracteriza pela produção de peças a partir de pós metálicos (podem ser obtido através de uma série de técnicas), podendo ser esses oriundos de materiais que seriam descartados, tais como: sobras do processo de usinagem (cavacos), sucatas e até mesmo pó. Os pós metálicos são moldados durante a prensagem e em seguida sinterização [5]. O mais interessante dessa técnica é produzir peças com as dimensões finais desejadas e a ausência quase completa da fase líquida durante a sinterização [5, 6].

A produção de componentes pela rota da metalurgia do pó dos AID se tornou muito interessante devido a capacidade de produzir peças com o formato definitivo (com pequenas tolerâncias), além de possuir um gasto menor de energia quando comparado aos processos tradicionais (fundição).

2. OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é avaliar a influência de diferentes granulometrias de pó, na densificação de compósitos do aço UNS S31803 produzidos por metalurgia de pó, utilizando a moagem de alta energia.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA

O aço inoxidável pode conter outros elementos, tais como molibdênio, manganês, silício, cobre, titânio, nióbio, vanádio e nitrogênio, sendo esses os responsáveis por alterar a microestrutura e propriedades dos mesmos [7]. Podemos citar alguns efeitos desses elementos:

- **Cromo:** Esse elemento além de criar a camada de passivação (formada pelo óxido $(\text{Fe, Cr})_2\text{O}_3$), melhora a corrosão localizada, além de ser um dos elementos estabilizadores da ferrita [3]. O aço é considerado inoxidável quando a concentração desse elemento é maior que 10,5 %p e quanto maior essa concentração, maior será a sua resistência a corrosão. O cromo também favorece a formação de composto intermetálicos que tende a deixar o aço inoxidável frágil, o composto mais comum é a fase sigma, composta de Fe-Cr que se forma abaixo de 815 °C, essa fase pode se formar em qualquer aço inoxidável, mas é mais comum nas ligas austeníticas, ferríticas e duplex de alto teor de Cr [3].
- **Molibdênio:** Apresenta diferentes funções nas ligas de aço inoxidáveis ferríticos, austeníticos e duplex, mas em geral o molibdênio melhora a resistência a corrosão em especial a do tipo pite [3]. Outro ponto importante da adição do molibdênio é que ele melhora as propriedades mecânicas, como exemplo, a adição de 2 %p molibdênio em uma liga 18Cr-8Ni (AISI 304), resultará em um aumento de 40 % na resistência à tração na temperatura de 760 °C [3]. Como ponto negativo podemos citar que a adição está limitada aos 4 %p, devido a tendência forte de formar compostos intermetálicos, como exemplo a fase sigma, surgida durante algum processamento em alta temperatura [8].
- **Níquel:** A principal função é promover a fase austenítica, também denominado gamagênico por praticamente eliminar a ferrita da liga ferro-cromo-carbono, além de conferir uma maior ductilidade, resistência mecânica, resistência à corrosão [9, 10]. A adição do níquel não favorece a formação de carbeto e não promove a formação de composto intermetálicos, entretanto o níquel está

associando a uma redução da resistência a corrosão por tensão [3]. Um teor ótimo de níquel, fica na faixa de 4-7 %p para ligas com 22 %p de Cr e 4-8 %p para ligas com uma concentração 25 %p de Cr, com esse teor é possível melhorar a resistência à corrosão por pites e por fadiga [11].

- **Manganês:** Quase todos os aços possuem um pouco de manganês, ele é considerado um elemento promovedor da fase austenítica, mas essa característica está ligada a concentração de níquel da liga, sua concentração nos aços inoxidáveis austeníticos está presença na ordem de 1 a 2 %p e nos ferríticos e martensíticos menos de 1 %p [3]. Manganês tem uma influência na formação da fase sigma, atuando no aumento do intervalo de temperatura onde ocorre a formação dessa fase [10].
- **Silício:** O uso desse elemento confere ao aço uma melhor resistência à corrosão, em especial nos ambientes ácidos e em elevadas temperaturas[10]. Uma das funções do silício é favorecer a desoxidação durante a fundição, na concentração entre 0,3 a 0,6 %p, já para melhorar a resistência a corrosão em alta temperatura a concentração tem que estar entre 4 a 5 %p [3]. Nos aços inoxidáveis austeníticos uma concentração de até 1 %p tende a não afetar no equilíbrio das fases, mas o aumento dessa concentração de silício tende a promover a formação da ferrita, além de favorecer a formação de compostos intermetálicos que tende a fragilizar a liga, sendo assim a sua concentração tende a ficar em até 1 %p da liga [3, 8].
- **Tungstênio:** É um elemento estabilizador da ferrita, proporcionando assim aumento da resistência à corrosão por pites, além de facilitar a precipitação da austenita secundária [10].
- **Nióbio e Vanádio:** São utilizado nos aços inoxidáveis austeníticos para fornecer estabilidade ao carbono evitando assim a corrosão intergranular [3].
- **Alumínio, Titânio, Cobre:** Esses elementos são adicionados na liga dos aços inoxidáveis com o intuito de promover a reação de precipitação que endurece a liga, como exemplo podemos citar a liga martensítica endurecíveis por precipitação, que contém em sua composição cobre, alumínio e molibdênio que permite o tratamento térmico para melhorar as suas propriedades

mecânicas a temperatura ambiente, sendo possível produzir limites de escoamento superiores a 1375 MPa [3].

- **Nitrogênio:** Elemento com múltiplos efeitos nas propriedades dos aços inoxidáveis, podendo citar um desses efeitos o aumento na resistência à corrosão por pite, além do favorecimento da precipitação da fase austenita [11]. O nitrogênio é adicionado em alguns tipos de aços inoxidáveis austeníticos e em quase todos os aços inoxidáveis duplex, sendo um agente fortalecedor de solução sólida em uma concentração de apenas 0,15 %p já fornece um aumento drástico na resistência das ligas austeníticas [3].

3.2. AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICO

O aço austenítico é o mais utilizado entre os aços inoxidáveis, essa maior utilização se deriva das suas propriedades, uma vez que ele apresenta boa tenacidade, soldabilidade e resistência a corrosão mesmo em altas temperaturas (até 1150 °C) e a baixa temperatura (criogênica), condição difícil de ser alcançada por outros tipos de materiais [12,13].

Tem uma ampla gama de aplicações, que inclui desde itens arquitetônicos, itens de cozinha, itens aeroespaciais, chegando até a produtos médicos [3]. Os aços austeníticos não são ferromagnéticos, o que pode ser uma enorme vantagem, dependendo da aplicação.

Esses aços possuem uma composição que está entre 18 e 25 %p de cromo, 8 e 20 %p de níquel e baixa concentração de carbono, sendo comum a adição de outros elementos de liga, tais como o molibdênio, nióbio ou titânio, essa adição é devido a característica desses elementos de ser estabilizador da fase austenítica [14].

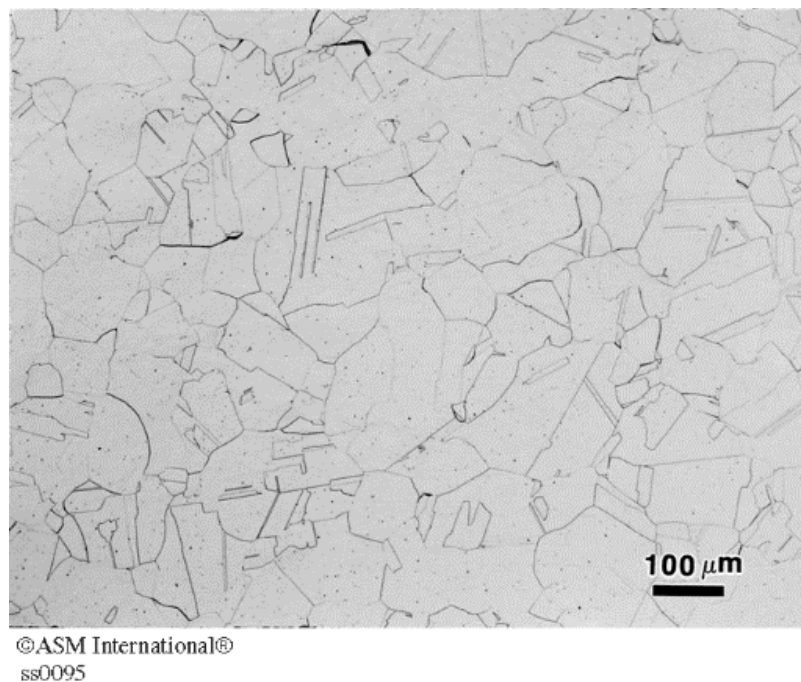
A austenita possui a estrutura cúbica de face centrada como sua microestrutura [14]. A Figura 1 mostra os grãos da austenita equiaxial observado por microscopia óptica de um aço inoxidável austenítico 316 recozido [3, 15].

Os aços austeníticos possuem uma excelente ductilidade, conformabilidade e resistência à corrosão [3,9]. A resistência é obtida através do endurecimento por solução sólida, sendo possível aumentar mais ainda a resistência mecânica através do

encruamento, gerado por trabalhar a frio, sendo empregadas em aplicações que requerem uma boa resistência à corrosão atmosférica [3,9].

Os aços inoxidáveis austeníticos possuem teoricamente somente uma fase, a austenita, entretanto também estão presentes a fase ferrita (ficando na ordem de 8-10 %) e carbeto de cromo (presentes em ligas com teor de carbono superior a 0,2 %) [16].

Figura 1 - Micrografia óptica de um aço austenítico.



Fonte: Voort, Lucas e Manilova (2004)

3.3. AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICO

Os aços ferríticos são baseados no sistema Fe-Cr ou Fe-Cr-Mo, podendo conter até 30 %p de Cr e menos de 0,12 %p de C, nele também estão presentes o Mo (com a função de melhorar a resistência a corrosão por pite) e Ti ou Nb (com a função de melhorar a resistência à corrosão intragranular), a estrutura é a cúbica de corpo centrado (CCC) e a resistência mecânica é alcançada pelo endurecimento por encruamento [3, 9, 17].

Os aços inoxidáveis ferríticos podem ser divididos em três gerações a partir da sua composição, sendo a primeira geração representadas pelas ligas que apresentam concentração média para cromo e alto de carbono, por esse motivo essas ligas não são completamente ferríticas, apresentando a fase austenita durante a solidificação e ao chegar à temperatura ambiente essa austenita se transforma em martensita [3].

A segunda geração de aços inoxidáveis ferríticos, foram desenvolvidos, com o intuito de minimizar a formação da martensita e melhorar a soldabilidade, essa geração caracterizada por apresentar baixo teor de carbono e um elemento estabilizador, como exemplo o Nb ou Ti para garantir a formação da ferrita [3].

A terceira geração é formada pelos aços que apresentam uma alta concentração de Cr e baixa para o C e Ni, além de conter baixos níveis de impurezas.

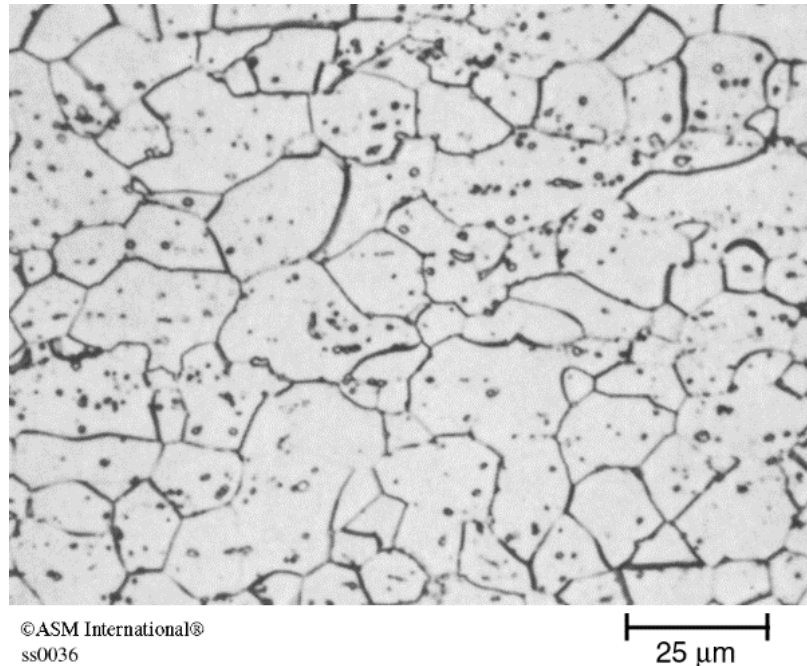
O uso dos aços inoxidáveis ferríticos historicamente foi empregado em aplicações onde não era necessário efetuar soldagem, como por exemplo, o uso em itens decorativo de carros e estrutura arquitetônica, mas desde o início da década 1980 os aços inoxidáveis ferríticos de baixo e médio cromo começaram a ser empregados mais vigorosamente em sistemas de escapamento automotivo [3, 18].

Os aços ferríticos tem excelente resistência à corrosão sob tensão a temperatura ambiente, entretanto em comparação aos austeníticos essa resistência é menor, mesmo assim dependendo da aplicação pode ser uma alternativa aos austeníticos, haja vista a alto custo das ligas austeníticas [17, 19]. Possuem menor coeficiente de expansão térmica e uma maior condutividade térmica em comparação aos austeníticos, outra propriedade presente nos ferríticos é que eles são magnéticos, o que pode ser uma limitação dependendo da aplicação [19]. A temperatura máxima de trabalho para esses aços fica no limite máximo de 400 °C, devido ao fato de que à temperatura superior a essa existe a formação de fase (Sigma, Chi, Alfa linha e etc.) que provoca fragilidade ao mesmo, sendo esse um dos grandes problemas para utilização desses aços em processo que necessita de soldagem [3, 20].

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem estrutura cúbica de corpo centrada, os teores de C e Ni devem ser minimizados (pela característica desses elementos de favorecer a fase austenítica) sendo a microestrutura desse aço composto da fase ferrítica seguida de pequenas quantidades de $M_{23}C_6$ [21]. O endurecimento dessas ligas é obtido através do encruamento e ou solução sólida, sendo que o uso de tratamento térmico para o endurecimento não funciona nessas ligas [21].

Na Figura 2 está apresentado a micrografia do aço UNS S43000, foi observado a formação de grãos de ferrita equiaxial seguido de pequenas partículas de carbonetos de cromo dispersos de forma aleatória pela a liga [22].

Figura 2 - Micrografia óptica do aço inoxidável ferrítico S43000.



Fonte: Lyman (1972).

3.4. AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

A microestrutura desses aços é formada por uma mistura de 50 % de ferrita e 50 % de austenita, tal estrutura é alcançada com um controle apropriado da composição e do tratamento térmico [2, 9]. Essa composição fornece uma combinação desejável de propriedades, tais como, resistência à corrosão, conformabilidade e soldabilidade não obtido por nenhum dos aços inoxidáveis mais comuns [9].

Seu surgimento data da década de 1930, mas somente a partir dos anos 1980 é que esses aços ganham notoriedade em congresso ao redor do mundo [3]. Esses aços são utilizados em aplicações que necessitam de uma proteção mais elevada contra a corrosão combinada com a resistência mecânica, como exemplo temos o uso em oleodutos e gasodutos [3].

O AID apresenta baixa concentração de níquel e molibdênio em comparação aos aços austeníticos, mas sua resistência a corrosão é similar aos mesmos, sendo que com essa redução a também uma redução no custo, haja vista que esses elementos químicos possuem um preço mais elevado [23].

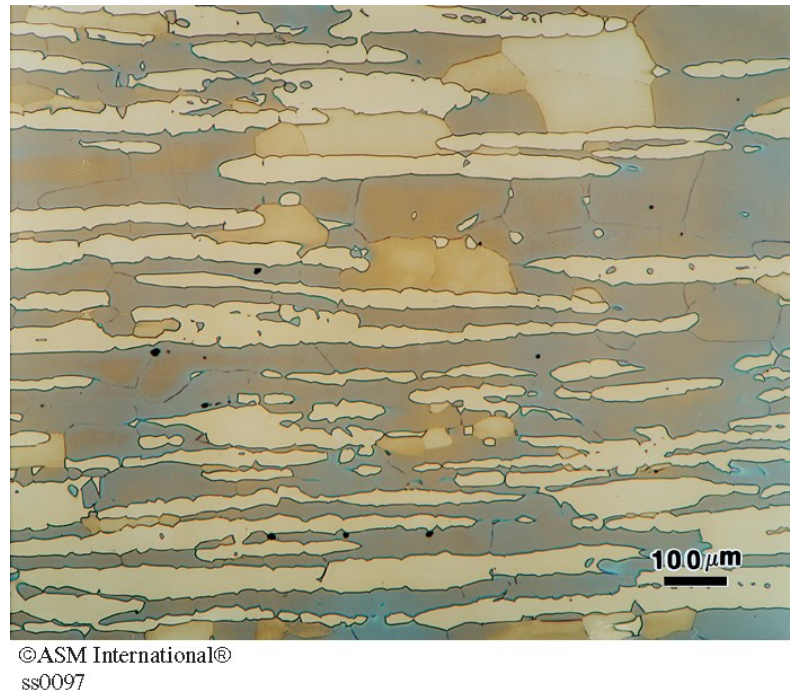
As ligas duplex apresentam em sua composição o nitrogênio na ordem de 0,15 à 0,25 %p, o que gera vários benefícios, tais como, resistência a corrosão por cloreto, aumento da resistência mecânica, redução na taxa de precipitação de fase intermetálicas além de favorecer a formação da austenita [23].

Durante a solidificação os elementos promotores da ferrita, (cromo, molibdênio e tungstênio) se concentra na fase ferrítica ao mesmo tempo que os elementos promotores austenita (níquel, carbono, nitrogênio e cobre) se concentra por difusão na fase austenítica [3]. Essas ligas solidificam-se com a microestrutura 100 % da fase ferrítica, e a austenita é formada no estado sólido balanceando as fases. O processo começa aproximadamente na temperatura de 1300 °C, mas esse valor pode variar um pouco dependendo da liga [23]. À medida que a temperatura reduz existe a probabilidade da formação de fases intermetálicas além dos carbetos e nitretos, sendo assim é necessário que o resfriamento seja rápido, conseguindo assim evitar a formação das fases intermetálicas, por isso durante a produção de um componente com o AID é necessário executar o tratamento térmico de recozimento seguido de uma têmpera [3, 23].

A microestrutura das ligas duplex é baseada no sistema Fe-Cr-Ni-N, sendo muito importante o balanceamento das composições químicas para garantir que após a solidificação o material apresente uma fração volumétrica de fases iguais, como pode ser visto na Figura 3, onde a parte mais clara é a austenita e a parte mais escura é a ferrita [2].

Os duplex apresentam uma porcentagem de ferrita mais alta do que os aços austeníticos, com isso eles são mais ferromagnéticos, além de terem uma maior condutividade térmica e uma menor expansão térmica, possuem também uma resistência mecânica comparáveis aos aços estruturais em aplicações corrosivas, como exemplo o limite de escoamento para as ligas duplex fica na ordem de 425 MPa, enquanto os aços inoxidáveis austeníticos ficam na ordem de 210 MPa [3].

Figura 3 - Micrografia óptica do aço inoxidável S31803.



Fonte: Voort, Lucas e Manilova (2004)

3.5. UNS S31803

Os aços UNS S31803 são um duplex e como os mesmos combinam uma elevada resistência à corrosão com uma elevada resistência mecânica [24]. Essas propriedades são obtidas pela junção entre as fases ferrita e austenita, agregando as melhores características de cada uma delas [25]. Como exemplo temos a elevada resistência à corrosão e a boa soldabilidade, outra característica dessas ligas é o maior valor de tenacidade e resistência a corrosão na zona termicamente afetada (ZTA) no comparativo à do metal base na condição soldada, tal característica é alcançada graças ao nitrogênio presentes nas ligas duplex [25].

Devido às suas propriedades esses aços são mais empregados no setor nuclear, manufatura de itens para campo de petróleo, filtros, trocadores de calor, vasos de pressão, válvulas, tubulação de linha, silos, equipamento hidráulico submarino entre outras aplicações [26].

Segundo ASTM [27] para o aço ser considerado duplex UNS S31803 ele precisa apresentar em sua composição uma concentração de 0,030 % C; 2,00 % Mn; 0,030 % P; 0,020 % S; 1,00 % Si, 21,0-23,0 % Cr; 4,50-6,50 % Ni; 2,50-3,50 % Mo e 0,08-0,20 % N.

As principais propriedades mecânicas do aço estão presentes na Tabela 1, nela há uma comparação do UNS S31803 com dois outros austenítico e outro duplex. As propriedades mecânicas dos aços duplex estão intimamente ligadas às fases presentes no mesmo, sendo que a austenita promove o aumento dos valores de alongamento e a ferrita aumenta a limites de escoamento, com essa junção existe um conjunto surpreendentes de propriedades mecânicas, mas para isso é importante o correto balanceamento da fração volumétrica das fases com a proporção de 50 % para cada, obtido através do correto processamento [24].

Tabela 1 - Comparativo das propriedades mecânicas entre ligas duplex e austeníticas.

AISI/ UNS	Limite de escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Alongamento Mínimo (%)	Dureza (Vickers)	Microestrutura
304 L	210	515-680	45	155	Austenita
316 L	220	515-820	40	160	Austenita
S32304	400	600-820	25	230	Duplex
S31803	450	680-880	25	260	Duplex

Fonte: Senatore, Finzatto e Pera (2007) e Aperam (2021).

Algumas propriedades físicas do aço UNS S31803 em comparação a dois austeníticos estão apresentados na Tabela 2, sendo que o duplex apresenta menor coeficiente de expansão térmica, além de uma maior condutividade térmica em comparação aos austeníticos [28].

A Figura 4 apresenta uma micrografia do UNS S31803 onde pode ser visto a fração volumétrica, sendo que a parte mais clara é representada pela austenita e a mais escura a ferrita e a fração das fases é aproximada de 1:1 [29, 30]. Para alcançar essa proporção de fases, deve-se balancear corretamente a concentração dos elementos de liga, além de efetuar o tratamento termomecânico na temperatura entre 1000 a 1250 °C seguido de um resfriamento rápido, uma vez que nessa faixa de temperatura essa liga apresenta o comportamento estável e metaestável, sendo possível assim a formação de uma estrutura laminar com grãos alongados conforme a Figura 4 [24,31].

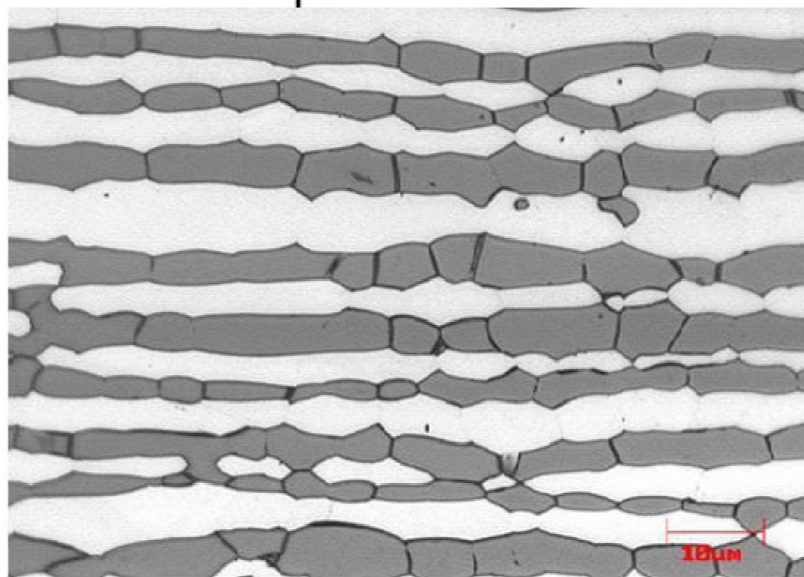
Tabela 2 - Comparativo entre propriedades físicas de dois aços austeníticos e dois duplex.

Microestrutura	Grau (UNS)	Temperatura (°C)	Módulo de Young (GPa)	Calor Específico (J/Kg.K)	Condutividade térmica (W/m.K)	Coeficiente de expansão Térmica Linear	
						Temp. °C	10 ⁻⁶ /K
Austenítico	S 30400	20	205	520	16	20 – 100	16
	S 08904	20	205	544	15	20 – 100	16
Duplex	S 31803	20	200	450	17	20 – 100	13,5
	S 32550	20	200	450	17	20 – 100	13,5

Fonte: Londoño (1997).

Para evitar a formação de fases indesejáveis (tais como a sigma, chi, carbonetos, nitretos e alfa linha) que podem vir a alterar as propriedades mecânicas, deve-se seguir corretamente o processamento termomecânico garantido assim a microestrutura desejada [29].

Figura 4 - Micrografia óptica do aço UNS S31803, após tratamento térmico de homogeneização.



Fonte: Martins, Faria e Oliveira (2018)

3.6. METALURGIA DO PÓ

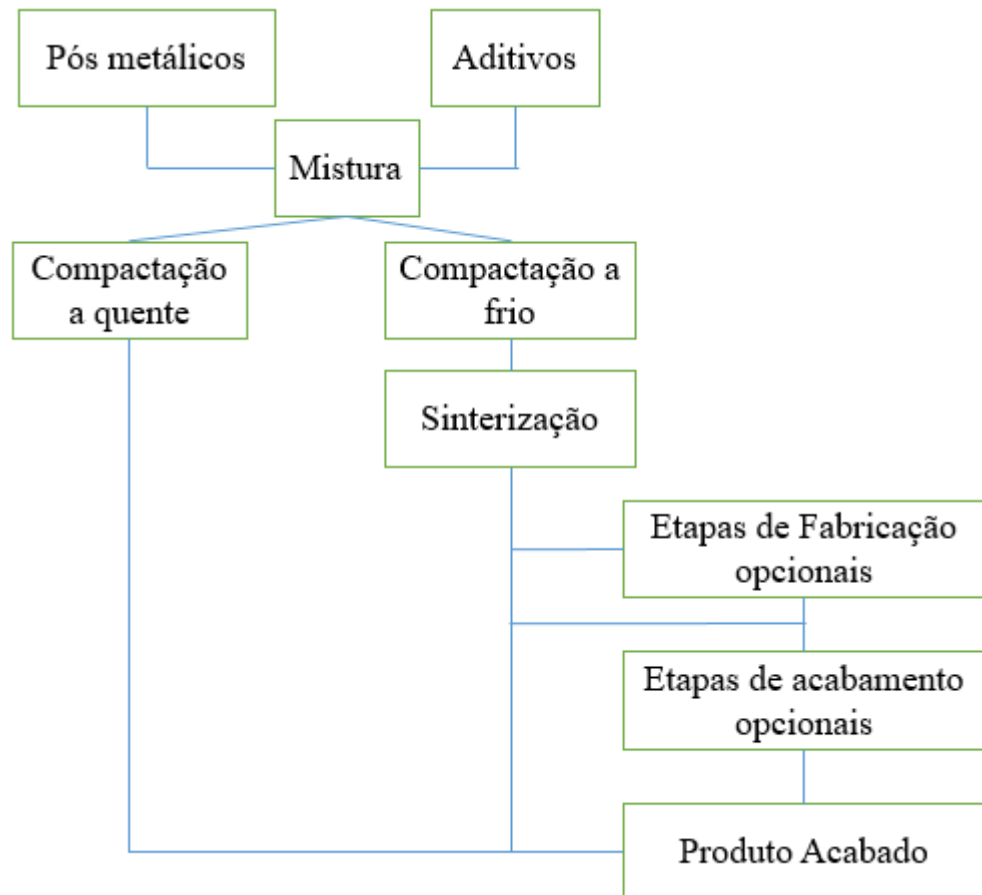
A metalurgia do pó (MP) é uma forma de processamento que se caracteriza pela produção de peças a partir de pós metálicos, que pode ter a sua origem da moagem de cavacos, sucatas ou até mesmo pó. Seguido de um processo prensagem e sinterização [5].

A principal diferença da MP do processo de fundição é a ausência quase completa da fase líquida, além de uma menor temperatura do processamento e menor custo relativo em comparação a fundição [6, 32]. Segundo Chiaverini [5] algumas vantagens do uso dessa técnica são:

- Produção de materiais com geometria especial, o qual seria impossível por processos de conformação tradicionais;
- Possibilidade de obtenção de materiais compósitos, a partir da junção de pós de materiais metálicos e não metálicos;
- Obtenção de características especiais, como porosidade controlada (por exemplo peças auto lubrificantes);
- Possibilidade de junção de materiais diferentes, mas mantendo as propriedades de cada um (por exemplo contato elétricos de tungstênio-prata);
- Eliminação de trabalho de rebarbas ou remoção de excesso de material nessa forma.

Em suma, a Figura 5 apresenta as etapas para a produção de uma peça via MP:

Figura 5 - Etapas do processamento via metalurgia do pó.



Fonte: Forsmo e et al.(2008)

3.6.1. OBTENÇÃO DOS PÓS

Na primeira etapa na MP é representado pela obtenção do pó, é possível obtê-lo através de vários processos, sendo esses: a atomização, método físico-químico, eletroquímicos e processo mecânicos [33]. Cada técnica produz pós com diferentes dimensões, diferentes formas entre outras características [5]. A Tabela 3 apresenta as diferentes morfologias de pós obtidas através de alguns processos anteriores apresentado, Figura 6 apresenta representação das morfologias desses pós.

Uma forma de obtenção de pó por processo mecânico é a moagem, ela é empregada em materiais que sejam frágeis [5]. O princípio da moagem é promover o choque entre o material a uma massa dura promovendo assim a desintegração do material como pode ser visto na Figura 7 [34].

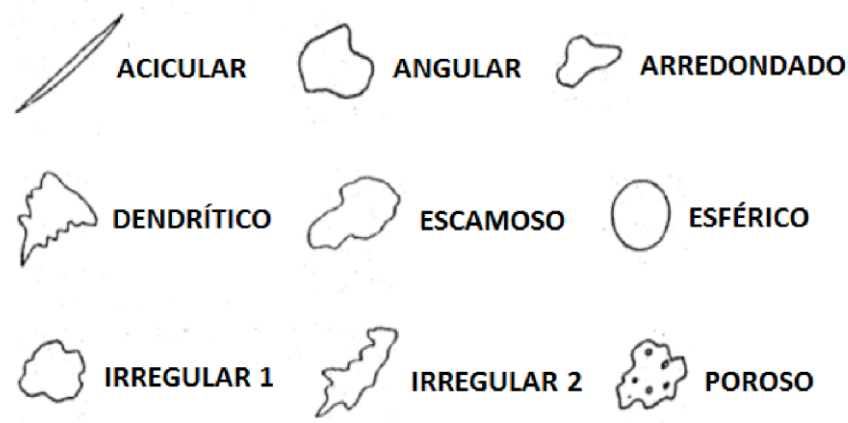
Tabela 3 - Processos de produção de pó e suas morfologias.

Técnica	Dimensão das partículas (μm)	Morfologia	Custo
Atomização a gás	5-40	Esférica	Alto
Atomização a água	6-40	Arredondadas	Moderado
Atomização a água alta pressão	4-18	Arredondadas	Moderado
Carbonila	1-10	Esférico	Moderado
Precipitação química	0,01- 3	Poligonal	Baixa
Moagem	0,1-40	Irregular	Moderado

Fonte: Chiaverini (1986) e Rodrigues (2021).

Os corpos moedores podem ser bolas, barras, cilindros curtos ou partículas maiores do próprio material e esses corpos ganham movimento através de movimentos que podem ser rotativos, planetários, vibratórios ou por agitadores [5, 34, 35].

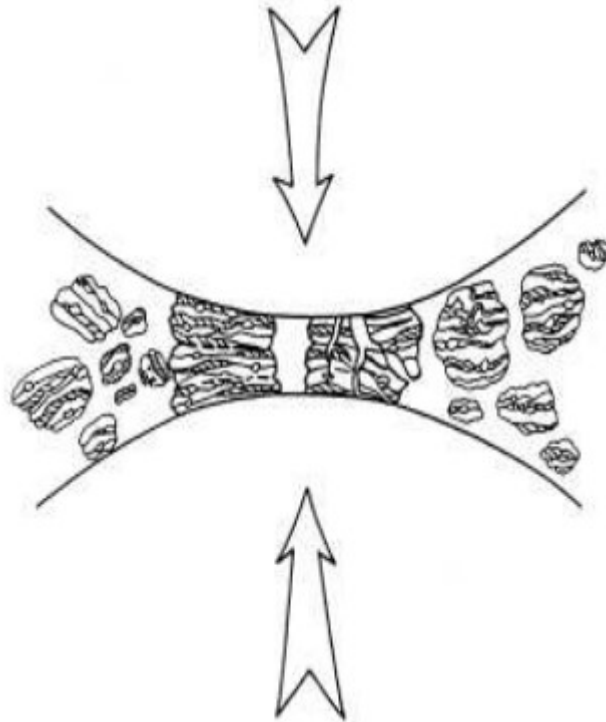
Figura 6 - Morfologias dos pós metálicos.



Fonte: Chiaverini (1986).

Os equipamentos que geram esse movimento são denominados moinhos e os principais são os: vibratórios, planetários, atritor e os convencionais [36]. As principais diferenças entre eles estão na capacidade volumétrica, eficiência de moagem, energia de impacto entre os corpos moedores e a possibilidade de uso de acessórios (sistemas de resfriamento, aquecimento e controle da atmosfera moagem) [36]. Para a escolha do moinho, deve-se levar em consideração o tipo de material que será moído, a quantidade e as condições que esses materiais serão utilizados [37].

Figura 7 - Mecanismo de moagem pelos corpos moedores.



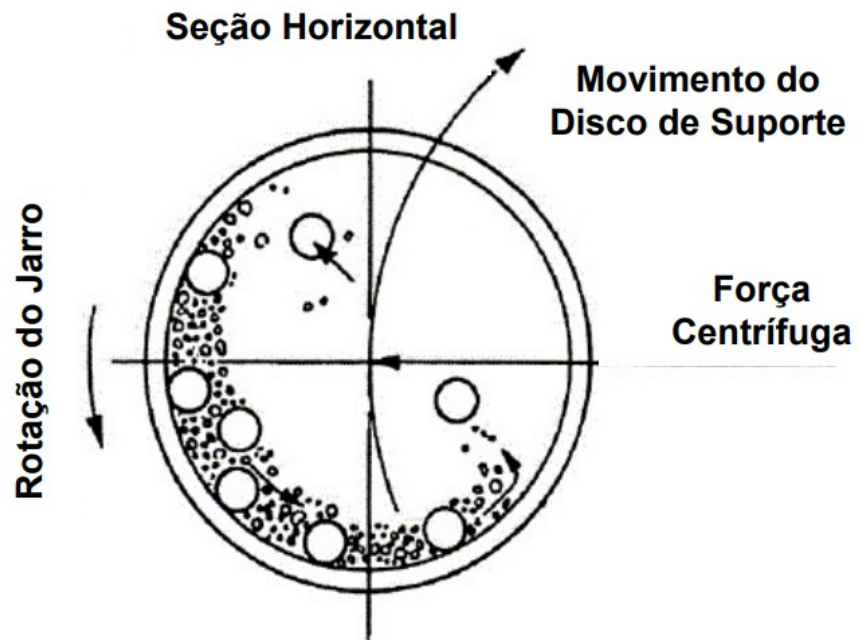
Fonte: Singh e Bhattacharjee (2007)

Outro fato importante diz respeito ao tamanho das partículas é a distribuição da curva granulométrica, sendo que uma distribuição considerada ideal é aquela que apresenta partículas de tamanho grande, médio e pequeno, sendo que nessas distribuição é possível obter um corpo com a menor porosidade residual após a compactação e sinterização [6].

3.6.2. MOAGEM DE ALTA ENERGIA

Entre os tipos de moinhos, o que se destaca para a moagem de alta energia é o planetário, os demais tipos são eficientes também, entretanto as características do moinho planetário de alta energia (MPAE) se sobressaem, destacado a sua alta rotação, comportar uma quantidade mediana de material, além do modo de trabalho (o suporte onde é colocado o jarro de moagem possui um movimento de rotação e outro de translação, assim a força centrípeta é a responsável por gerar as interações entre os corpos moedores e as paredes do jarro como pode ser visto na Figura 8) [39]. Por essas características é possível produzir pós com granulometria sub micrométrica e nanométrica, sendo uma característica importante para redução da porosidade residual após a sinterização [39].

Figura 8 - Diagrama esquemático dos movimentos dos corpos moedores.



Fonte: Suryanarayana (2004).

Uma técnica para obtenção de ligas metálicas é introduzir dois tipos de metais no interior do jarro e após um certo tempo de processamento é possível produzir uma liga, esse processo é denominado como “*Mechanical Alloying*” [39]. Outra técnica é o uso de um metal em cavaco junto com um outro material cerâmico (óxidos ou carbetos) onde a redução das dimensões das partículas se dá através do choque com os corpos moedores, nesse caso a transferência de material não é necessária para a homogeneização, essa técnica é denominada como “*Mechanical Milling*” [39].

Durante o processo de moagem de alta energia, a forma de fratura das partículas ocorre quando elas são repetidamente achatadas, soldadas a frio, fraturadas e soldadas novamente [36]. A força do impacto deforma plasticamente a partícula o que gera o encruamento e posteriormente a fratura, como isso as partículas se unem novamente por soldagem a frio gerando um aumento no tamanho das partículas em um primeiro momento, esse fenômeno só ocorre nos estágios iniciais da moagem uma vez que os particulados ainda possuem uma baixa dureza, mas com a progressiva deformação das partículas elas se tornam encruadas e tende a fraturar ao invés de soldagem a frio [36]. Com o passar do tempo de moagem, o equilíbrio entre soldagem e fratura é atingido, não havendo mais redução nas dimensões das mesmas [39].

3.6.3. VARIÁVEIS DO PROCESSO

Existem algumas variáveis importantes para o entendimento da microestrutura final e elas devem ser analisadas na etapa de moagem de alta energia, sendo que esses parâmetros não devem ser analisados isoladamente, uma vez que para o entendimento de um é necessário a outra [39]. As principais variáveis são: o tempo de moagem, velocidade, atmosfera, relação massa/esfera, agentes controladores e o mecanismo de moagem.

O tempo de moagem é uma das mais importantes variáveis do processo de moagem de alta energia, pois com tempos muito elevados podemos promover mudanças na microestrutura, como por exemplo a amorfização da rede cristalina [6]. Em geral o tempo é definido de modo a alcançar um estado estável entre fratura e soldagem a frio dos particulados, há outras variáveis que também influenciam no tempo de moagem sendo elas: o tipo do moinho, intensidade da moagem, relação entre bola/massa e temperatura de moagem [40]. Por serem interdependentes, qualquer mudança nos parâmetros anteriores, modificam o tempo também [39].

A velocidade na moagem de alta energia está associada aos números de rotações por minutos que o material está sendo submetido no interior do jarro do moinho. A análise da velocidade é importante para garantir a melhor condição de moagem, haja vista que uma velocidade muito alta pode vir a causar aquecimento do jarro e do material, dependendo do tipo do moinho pode vir a ocorrer um efeito indesejado, a centrifugação, onde os corpos moedores ficam aderido nas paredes do jarro impossibilitando seu impacto com os particulados, o que limita a capacidade de moagem [39]. Se o aquecimento promovido pela moagem não for controlado, pode vir a ocorrer o superaquecimento (proveniente de longos tempos de moagem em altas velocidades), esse fenômeno pode gerar a aglutinação das partículas devido ao aumento da ductilidade do material em temperatura elevadas, para evitar esse problema é recomendável parar a moagem em intervalos regulares de tempo para a redução da temperatura [36].

A atmosfera dentro do jarro do moinho é muito importante para que o material não sofra contaminação durante o processo de moagem, uma vez que o oxigênio aprisionado dentro do jarro do moinho pode vir a oxidar o pó metálico o que é

prejudicial no processo de sinterização, sendo que as reações de oxidação são altamente exotérmicas o que acaba liberando a maior parte energia necessária para que ocorra a difusão atômica [41]. Para evitar que oxidação ocorra é importante efetuar a purga do jarro de moagem, acrescentando gás inerte no lugar, o gás recomendável é o hélio ou argônio, haja vista que o nitrogênio por vir a reagir com o pó formado nitretos [39].

A relação massa / corpos moedores é o responsável por determinar a facilidade ou dificuldade durante a moagem, existe indicações de relação de 1:1 até 200:1, mas o mais usual é a relação de 1:10 para moinhos de menor capacidade [6].

Os agentes controladores do processo (ACP) são empregados na moagem de alta energia com o intuito de reduzir a soldagem a frio na moagem de materiais dúcteis, possibilitando assim o equilíbrio entre soldagem a frio e fratura [39, 42]. O princípio de funcionamento dos ACP é melhorando a eficiência da moagem através da adsorção dos ACP pelas superfícies dos pós, com isso é impedido o contato direto entre eles [43]. Existe um grande gama de ACP, os principais são: ácido esteárico, heptano, hexano, benzeno, parafina, etanol, metanol, grafite, etileno-glicol, entre outros [39]. Os mais amplamente usados são: ácido esteárico, etanol, metanol e o hexano [39]. As porcentagens de utilização desses componentes ficam na faixa 1 a 5 % da carga total de pó [39].

As partículas podem se comportar de três formas diferentes durante a moagem e em cada sistema, a moagem pode ser facilitada ou dificultada, os sistemas são nomeados como: dúctil-dúctil, dúctil-frágil, frágil-frágil [44]. No sistema dúctil-dúctil o material é encruado, sendo gerado pelo impacto dos corpos moedores, com isso a dureza é elevada o tornando mais frágil, assim que o limite de deformação plástica é atingido o material se rompe [45]. No sistema dúctil-frágil as partículas dúcteis nos estágios iniciais da moagem são encruadas pela ação dos corpos moedores, já as partículas frágeis ficam presas nos espaços interlamelares, por essa partícula se instalar nessas lamelas elas ficam agrupadas, formando tensões, assim a ação dos corpos moedores leva o material dúctil à fratura [45]. Nos sistemas frágil-frágil o comportamento é diferente, não ocorrendo por seguidas soldagem e fratura, neste caso a moagem ocorre por choque mecânico [6]. A moagem contínua até atingir o estágio de cominuição, ou seja, as partículas alcançaram dimensões tão reduzidas, que as

mesmas passam a ter o comportamento semelhante ao dos materiais dúcteis não sendo possível ter mais reduções das dimensões [39].

3.7. PRENSAGEM

Segundo Azevêdo [46], a prensagem é uma etapa fundamental para metalurgia do pó, ela busca alguns objetivos, sendo esses: consolidar o pó no formato desejado, estabelecer o tanto quanto possível as dimensões finais do componente, reduzindo assim o efeito da variação dimensional na sinterização além de atingir o nível de porosidade desejável e dar a rigidez mecânica desejável para o correto manuseio do pó compactado.

Segundo Gomes [47], é conveniente dividir o processo de compactação em quatro etapas, sendo essa:

1. Início do processo de compactação, nessa fase as partículas começam o rearranjo e o escorregamentos, mas sem deformação plástica;
2. Início das deformações locais e fraturas das partículas nos pontos de contatos;
3. Nessa etapa ocorre as pressões mais elevadas durante toda a compactação, sendo caracterizada pela compressão elásticas do compactado como um todo;
4. Nessa fase ocorre a ejeção do compactado da matriz, podendo ocorrer o aumento das dimensões do compactado na ordem de 0,5 %, esse aumento está ligado aos alívios das tensões elásticas.

A principal variável que afeta a compactação dos pós é a compressibilidade do pó, podendo ser definida como a extensão segundo uma massa de pó pode ser densificada com a aplicação de uma tensão [46]. A compressibilidade é uma propriedade inerente a cada material, para os pós dúcteis a compactação é maior do que para os pós duros, com isso a densidades nos pós dúcteis é superior ao dos duros [48].

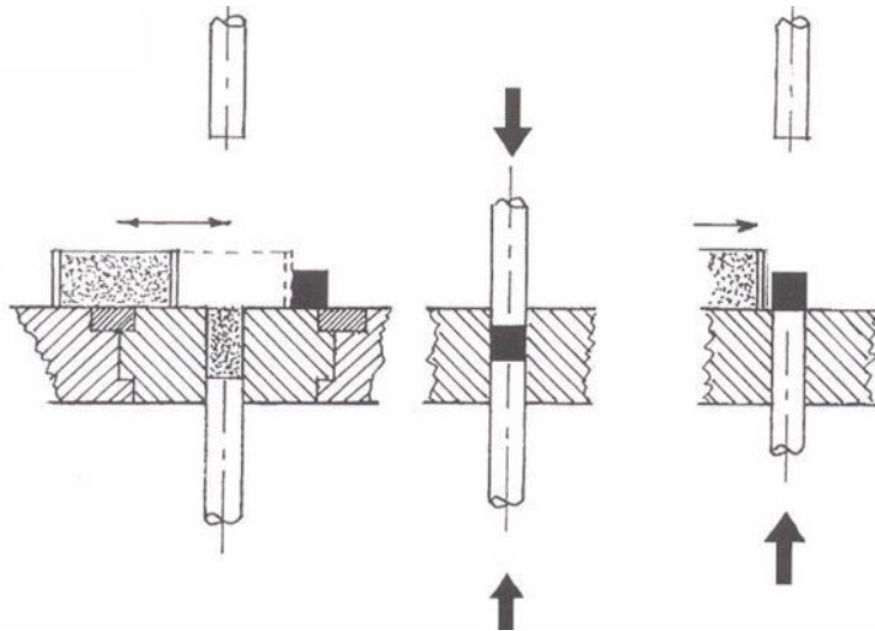
As técnicas de prensagem mais empregadas para a compactação são: prensagem em matriz de aço (uniaxial, biaxial entre outras), prensagem isostática, forjamento,

extrusão, laminação e moldagem por injeção [46]. Entre essas, a mais utilizadas é a uniaxial e a isostática [49].

3.7.1. PRENSAGEM UNIAXIAL

O processo de compactação por prensagem uniaxial pode ser entendido como uma cavidade (matriz) que é alimentada com pó, após, esse pó é compactado pelo movimento de uma punção, a Figura 9 representa essa técnica de compactação [33]. Esse processo é muito utilizado na produção de componentes cerâmicos pela sua fácil utilização e baixa complexidade [50].

Figura 9 - Representação esquemática da prensagem uniaxial.



Fonte: Rodrigues (2021).

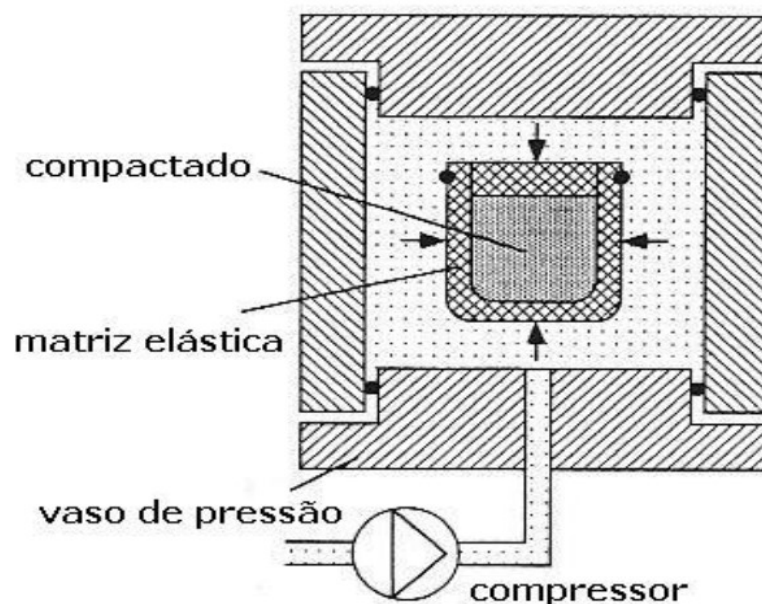
A geometria do componente produzido é igual ao do interior da matriz, sendo assim a matriz deve ter as dimensões que se pretende ter no componente final, a carga aplicada vai ser em função do tipo de material que está sendo comprimido, essa carga fica na ordem 1 a 10 tonelada-força (tf) [6]. Um defeito comum nesse processo de prensagem é a delaminação, ela se caracteriza por uma fissura nas laterais do corpo prensado, normalmente é originada durante a remoção, caso esse defeito esteja presente é recomendável a prensagem de um novo, haja vista que se esse componente for levado ao tratamento térmico com esse defeito, provavelmente essa fissura irá se difundir e se transformar em uma falha [33].

3.7.2. PRENSAGEM ISOSTÁTICA

A prensagem isostática caracteriza-se pela uniformidade dimensional, uma vez que confere maior homogeneidade à densidade do componente a verde [6]. O processo se assemelha ao uniaxial, só que nesse caso o molde é flexível e colocado dentro de um vaso, após é bombeado um líquido que fornece a pressão de compressão [50].

As pressões normalmente, ficam na ordem de 400 a 500 MPa, e o princípio de funcionamento é a transmissão da pressão do líquido para o molde flexível através da lei de Pascal – a pressão aplicada em um fluido confinado é transmitida igualmente por todo o fluido em todas as direções, atuando sobre todas as partes interna do vaso por um ângulo reto – posteriormente para o pó, como pode ser visto na Figura 10[50]. A principal vantagem desse tipo de prensagem é que a mesma ocorre em todas as direções, com isso a densidade é mais homogênea, se comparada ao método uniaxial, o que gera melhores resultados [50]. Uma limitação dessa técnica diz respeito a geometria final, pois é um pouco difícil mensurar de início as dimensões corretas do molde, com isso é necessária otimização no projeto dos moldes, normalmente realizada por tentativa e erro [51].

Figura 10 - Representação esquemática de uma prensa isostática.



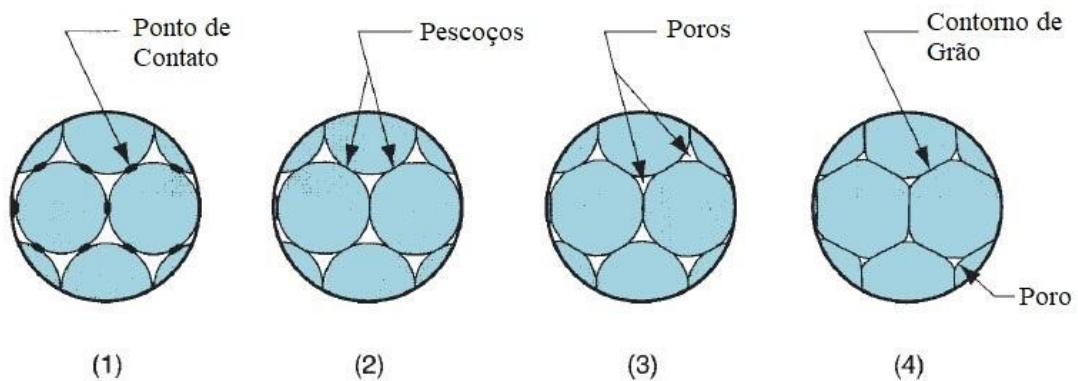
Fonte: Rodrigues (2021).

3.8. SINTERIZAÇÃO

Após a prensagem o corpo compactado não apresenta rigidez mecânica, podendo ser destruído com baixas tensões, com isso a função da sinterização é unir as partículas do compactado o que proporciona uma rigidez estrutural [52].

A força motriz durante esse processo é o decréscimo da superfície livre do conjunto de partícula, uma vez que cada partícula possui sua própria superfície com isso a área de superfície total é muito alta, com isso ao fornecer energia na forma de calor as partículas tendem a reduzir essa área de superfície total e essa redução dá através da formação e o crescimento das ligações entre as partículas [32, 52]. Na Figura 11 é mostrado as mudanças que ocorre durante a sinterização de pós metálicos, esse processo pode ser dividido em 4 etapas, a primeira é a união das partículas (pontos de contatos), após esses contatos transforma-se em “pescoços”, nessa etapa há transporte de massa que ocorre por difusão, posteriormente essa região vai se transformar nos contornos de grão, há redução dos poros o que proporciona um encolhimento do corpo após o fim da sinterização [52].

Figura 11 - Etapas durante a sinterização.



Fonte: Groover (2010).

A temperatura desse tratamento térmico fica na ordem 0,7 a 0,9 da temperatura de fusão da liga [52]. É necessário também o controle da velocidade de aquecimento, o tempo de exposição a temperatura elevada, a velocidade de resfriamento e a atmosfera no qual o material está exposto (atmosferas inertes ou a vácuo são primordiais para que os pós não sofram oxidação durante o processo) [32]. Durante essa etapa há redução dos espaços vazios entre as partículas, com isso a porosidade diminui o que produz um corpo rígido e parcialmente denso [32].

3.9. POROSIDADE

Após a etapa de sinterização a peça processada via MP alcança a rigidez mecânica, mas ainda existe uma certa concentração de poros inevitáveis [53]. Essa porosidade é comum nos itens provenientes do processo de MP e o mesmo não pode ser considerado como um defeito [53]. Dependendo da aplicação os poros podem ser algo desejável, por exemplo os filtros metálicos e buchas para mancais que possuem porosidade interligada, sendo responsável por dar as características desses itens [5]. A porosidade pode influenciar em diversas propriedades do material produzido pela metalurgia do pó, tais como dureza, módulo de elasticidade, rugosidade, propriedades magnéticas, dentre outras, com isso é importante a determinação da porosidade na caracterização de materiais [54].

3.10. MATERIAIS PRODUZIDOS POR METALURGIA DO PÓ

A MP tem uma ampla aplicação em diversos produtos, utilizando tanto pós de alta pureza como ligas resultantes de misturas. Devido às propriedades do pó, que se comporta de maneira semelhante a um líquido, é possível obter moldagem facilitada, permitindo a produção de engrenagens, rolamentos, rodas dentadas, ferramentas de corte, contatos elétricos [52].

Em particular, a utilização da MP na produção de engrenagens e rolamentos é altamente recomendada, uma vez que a geometria desses componentes é definida principalmente em duas dimensões e a porosidade existente no material pode servir como reservatório de lubrificante. No entanto, também é possível produzir componentes com geometrias mais complexas, embora possa ser necessário adicionar etapas adicionais, como usinagem [52].

A metalurgia do pó é uma técnica que se enquadra nos princípios da economia circular, aproveitando as sobras de outros processos metalúrgicos como matéria-prima. Essas sobras muitas vezes contêm frações de elementos valiosos, tornando seu reaproveitamento desejável e alinhado com os princípios da economia circular [56].

A economia circular é um modelo econômico que visa aumentar a eficiência no uso dos recursos, prolongando o ciclo de vida dos produtos e aproveitando os resíduos como subprodutos. Seu objetivo é reduzir a produção de resíduos, promovendo a

reutilização e a reciclagem de materiais já disponíveis [56]. Assim, a metalurgia do pó não apenas oferece uma solução para o reaproveitamento de materiais, mas também contribui para a redução do desperdício e para um uso mais eficiente dos recursos disponíveis, o que contribui para redução dos impactos ambientais [57].

A densidade dos componentes produzidos por MP é comparável aos componentes obtidos por fundição, como foi observado por Mendonça [57]. Nesse estudo, foram produzidas pastilhas de aço inoxidável duplex UNS S31803 com adição de 3% de VC. A densidade média das pastilhas, medida pelo método de Arquimedes, foi de 6,57 g/cm³, o que representa uma redução de 16% em relação à densidade obtida pelo processo de fundição (7,80 g/cm³). Esses resultados destacam a viabilidade da MP como um método eficaz para a produção de componentes com densidades próximas aos obtidos por fundição.

No estudo realizado por Paramore [60], foi possível alcançar uma densidade de 99% da teórica na liga Ti-6Al-4. Na metalurgia do pó, é comum buscar uma densidade próxima à máxima nos componentes produzidos. Isso pode ser obtido por meio de compactação antes ou depois da sinterização, utilizando pós esféricos com distribuição de tamanho de partículas otimizada e bom comportamento de empacotamento, ou por meio de infiltração após a sinterização. No entanto, Paramore [60] descobriu que o hidrogênio tem um efeito significativo na cinética de sinterização em estado sólido de diversos metais, possibilitando alcançar uma densidade próxima da teórica mesmo com o uso de pós não esféricos de baixo custo, sem a necessidade de compactação ou infiltração. Isso indica que o estudo da densificação na metalurgia do pó pode melhorar os resultados e atingir valores próximos aos teóricos e reduzir os custos.

A metalurgia do pó é amplamente utilizada na fabricação de ligas de titânio para aplicações médicas, especialmente em implantes ósseos. Essas ligas são conhecidas por sua alta porosidade, que desempenha um papel crucial na osseointegração dos implantes [58]. Ao contrário dos métodos metalúrgicos convencionais, que são ineficazes devido à alta reatividade do titânio a temperaturas elevadas e à dificuldade de usinagem das ligas de Ti, a MP tem se destacado como uma tecnologia custo-efetiva para a produção de peças complexas de titânio com melhor homogeneidade química e microestrutural [59].

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foram utilizados uma chapa do aço inoxidável UNS S31803, com as dimensões 5x50x160 mm fornecido pela empresa Aperam e a partir dela foi produzido os cavacos.

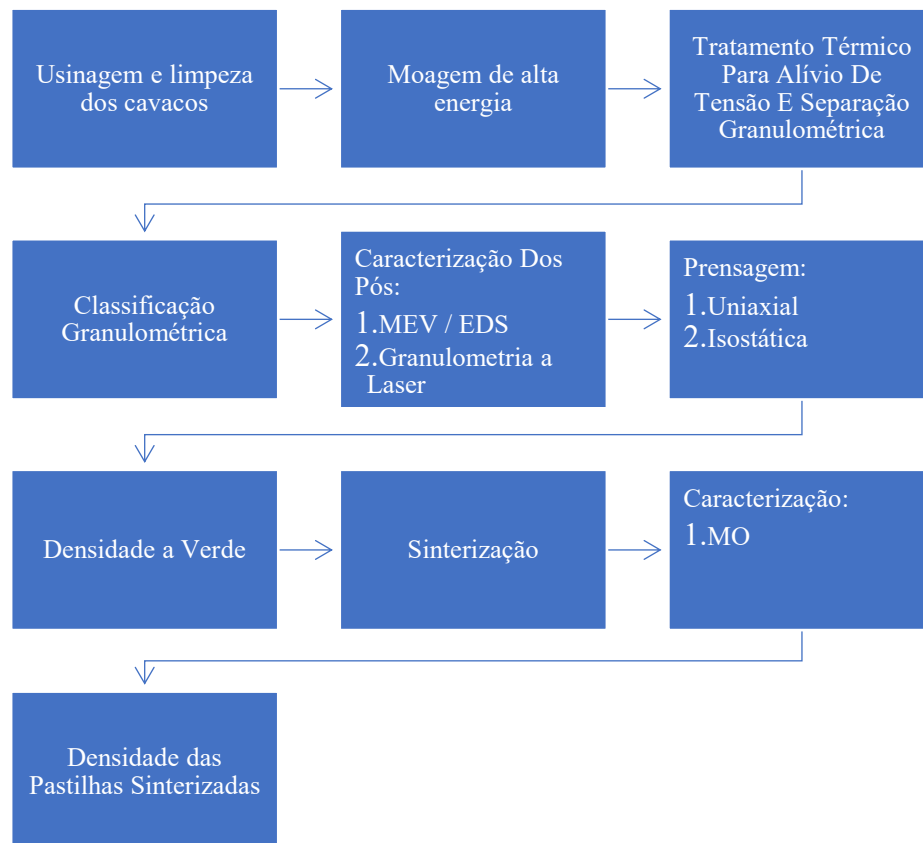
A composição química fornecida pela a empresa deste aço é mostrada na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição química típica do aço inoxidável dúplex UNS S31803 (% em peso).

%C	%Cr	%Mn	%Ni	%Mo	%Si	%Co	%Cu	%N	%Nb	%Sn	%S	%P	%Fe
0,018	22,22	1,48	5,59	3,08	0,45	0,13	0,28	0,18	0,021	0,012	0,001	0,019	66,50

O fluxograma da Figura 12 mostra o procedimento experimental utilizado na realização deste trabalho.

Figura 12 - Fluxograma do procedimento experimental.



4.1. USINAGEM E LIMPEZA DOS CAVACOS

A chapa do AID UNS S31803 foi usinado em baixa velocidade para evitar o aquecimento e oxidação do aço, no Laboratório de Tecnologia Mecânica da UNIFEI.

Após a conclusão do processo de usinagem, os cavacos passaram por uma etapa de decapagem químicas para remoção de contaminantes. Foi utilizado no processo de decapagem uma solução composta por ácido oxálico, ácido fosfórico e ácido nítrico, a duração desse processo foi de 10 minutos. Após a decapagem, os cavacos foram minuciosamente enxaguados com água corrente e, posteriormente, colocados em uma estufa a uma temperatura de 100 °C por um período de 24 horas, visando a completa secagem.

4.2. MOAGEM DE ALTA ENERGIA

A moagem do AID UNS S31803 foi realizada de forma a se obter pós deste aço com diferentes granulometrias. O aço foi moído com a adição de VC (3 %), utilizando 1 % de metanol (utilizado como PCA), na velocidade de 350 rpm, em atmosfera de argônio, relação massa/bola de 1:20 e por períodos de 20, 40 e 80 h. Esses parâmetros de moagem foram definidos em função do trabalho anteriores [55]. A moagem foi realizada em um moinho planetário de alta energia da marca NOAH NQM-2, localizado no Laboratório de Processamento e Caracterização de Materiais – LPCM, da UNIFEI.

4.3. TRATAMENTO TÉRMICO PARA ALÍVIO DE TENSÃO

Após a moagem, os pós foram tratados termicamente a 1050 °C por 30 minutos, selados em tubo de quartzo sob vácuo, em um forno da marca Jung, localizado no Laboratório de Processamento e Caracterização de Materiais – LPCM, da UNIFEI. A taxa de aquecimento utilizada foi de 10 °C por minuto. Após transcorrer o tempo do tratamento térmico, o forno foi desligado e os pós foram deixados para resfriar naturalmente até atingirem a temperatura ambiente. Durante o resfriamento, o forno permaneceu fechado para garantir um ambiente controlado e evitar mudanças bruscas na temperatura. Este procedimento teve como objetivo fazer o alívio de tensões nos pós, evitando trincas nos corpos de prova a verde [8].

4.4. SEPARAÇÃO GRANULOMÉTRICA

A separação granulométrica foi realizada por peneiramento, utilizando um agitador de peneiras BERTEL, modelo Eletromagnético, localizado no Laboratório de Processamento e Caracterização de Materiais – LPCM, da UNIFEI.

Foram utilizadas 4 peneiras com diferentes aberturas, sendo elas: 16 mesh (1190 μm), 30 mesh (590 μm), 40 mesh (420 μm) e 50 mesh (297 μm).

4.5. CLASSIFICAÇÃO GRANULOMÉTRICA

A classificação granulométrica, por meio da medida dos tamanhos de partículas, foi realizada pela técnica de granulometria a laser utilizando um equipamento de difração a laser da marca MICROTAC, modelo S3500 localizado no Laboratório de Caracterização Estrutural - LCE, da UNIFEI.

4.6. PRENSAGEM

Pastilhas do aço AID UNS S31803 (~1g) foram obtidas por meio da prensagem dos pós com diferentes granulometrias, utilizando prensagens isostática e uniaxial. A compactação uniaxial foi realizada usando uma matriz cilíndrica de 8 mm de diâmetro e uma carga equivalente de 750 MPa por 30 segundos sendo repetido 3 vezes essa compactação como intervalo de 5 segundos entre elas, foi utilizado uma prensa da marca Schulz com capacidade máxima de 15 toneladas, localizado no Laboratório de Processamento e Caracterização de Materiais – LPCM, da UNIFEI. Para prensagem isostática, foi utilizada uma pressão de 250 MPa por tempo de 10 minutos, utilizando uma rampa de elevação de pressão de 5 Mpa por minuto.

Para avaliação da influência da granulometria na densificação do compósito sinterizado, após a classificação por peneiramento, os pós foram prensados utilizando a granulometria inferior a 297 μm , sendo as pastilhas produzidas a partir dos tempos:

- 20 horas de moagem;
- 40 horas de moagem;
- 80 horas de moagem;
- Pastilha com a mistura iguais dos 3 tempos de moagem;
- Pastilha com a mistura dos tempos 20 e 40 horas de moagem;
- Pastilha com a mistura dos tempos 40 e 80 horas de moagem.

A utilização de diferentes tempos de moagem tem como objetivo produzir partículas com granulometrias distintas. Geralmente, tempos de moagem mais longos

tendem a resultar em partículas menores. Isso ocorre devido à tendência de redução do tamanho das partículas durante um tempo prolongado de moagem.

4.7. DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE À VERDE

A densidade à verde foi determinada pela relação entre a massa dos corpos de prova e o seu volume (Eq. 1).

$$\rho = \frac{m}{V} \quad (1)$$

Onde:

m = Massa da amostra (g)

V = Volume (cm³)

ρ = Densidade absoluta da amostra (g/cm³)

O volume das amostras foi determinado utilizando um paquímetro e a massa das amostras foram medidas em uma balança Shimadzu modelo AUY220 com precisão de 4 casas decimais, localizada no LPCM/UNIFEI.

4.8. SINTERIZAÇÃO

As amostras, inseridas em uma navícula de alumina, foram sinterizadas a 1250 °C por 1 hora, sob atmosfera de argônio, com taxa de aquecimento de 5 °C por minuto em um forno da marca Nabertherm localizado no Laboratório de Metalurgia e Materiais – LMM, da UNIFEI.

4.9. MICROSCOPIA ÓPTICA

A avaliação da porosidade das amostras sinterizadas foi realizada no Laboratório de Processamento e Caracterização de Materiais - LPCM, da UNIFEI, utilizando um microscópio óptico metalúrgico da marca Olympus, modelo BX41M. Foram realizadas medidas da porosidade em área, distribuição e tamanho médio dos poros. Para isso, as amostras foram preparadas seguindo os procedimentos convencionais de metalografia. Foram obtidas 5 micrografias em regiões diferentes, com ampliação de 50x, utilizando o software computacional StreamBasics, fornecido pela Olympus. A partir dos resultados, foi calculada a média aritmética da porosidade.

4.10. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) E ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA (EDS)

As medidas de MEV foram realizadas utilizando um microscópio marca Zeiss, modelo EVO MA15, localizado no Laboratório de Caracterização Estrutural – LCE, da UNIFEI. As micrografias foram obtidas utilizando o método de elétrons retroespalhados. Com essas técnicas foi avaliada a distribuição do carbetto de vanádio nos pós, a granulometria e morfologia dos pós, obtidos nos diferentes tempos de moagem. A avaliação da presença do VC foi feita pelo uso do EDS pelo método de mapeamento.

4.11. DIFRATOMETRIA DE RAIOS X

Para a identificação das fases presentes nas amostras foi feita a análise de difração de raios X (DRX) das partículas após os processos de moagem e após o tratamento térmico de sinterização. Foi utilizado um equipamento da marca PANalytical, modelo X'Pert Pro localizado no Laboratório de Caracterização Estrutural – LCE, da UNIFEI. Para essas medidas serão utilizadas radiação $\text{CuK}\alpha$, varredura de 30 a 110°, passo de 0,02° e tempo de contagem 1s por passo (o objetivo é identificar as fases como código ICSD: 56386 e 625865). A identificação dos picos foi realizada utilizando o software Powdercell.

4.12. DENSIDADE DAS AMOSTRAS SINTERIZADAS

A densidade das amostras sinterizadas foi determinada pelo método de Arquimedes utilizando uma balança Shimadzu modelo AUY220 com precisão de 4 casas decimais localizado no Laboratório de Processamento e Caracterização de Materiais – LPCM, da UNIFEI.

5. RESULTADO E DISCUSSÃO

5.1. MORFOLOGIA DAS PARTÍCULAS

As Figuras 13 a 15 apresentam a morfologia dos pós do aço UNS S31803 obtidos em nos tempos de moagem, 20, 40 e 80 h respectivamente. As micrografias foram obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Na Figura 13, proveniente das 20 h de moagem, já é possível observar a formação de partículas com dimensões menores que 10 μm , apresentando morfologia irregular, além de aglomerados, indicando os estágios iniciais da moagem. Com o aumento do tempo de moagem, as dimensões das partículas tendem a diminuir. Na Figura 14, após 40 h de moagem, foram observadas partículas com dimensões bem reduzidas (inferiores aos 10 μm), além de uma redução nos aglomerados, mantendo a morfologia irregular. Na Figura 15, correspondente a 80 h de moagem, é possível observar uma grande concentração de partículas com dimensões menores que 10 μm em comparação às 40 h de moagem, havendo poucos aglomerados quando comparado aos tempos de moagem anteriores. Essa redução de aglomerados é um indicativo da estabilidade entre a soldagem a frio e a fratura, e a morfologia das partículas permanece irregular.

Figura 13 – Micrografia do aço UNS S31803 obtido em 20h de moagem. Imagem obtida por MEV.

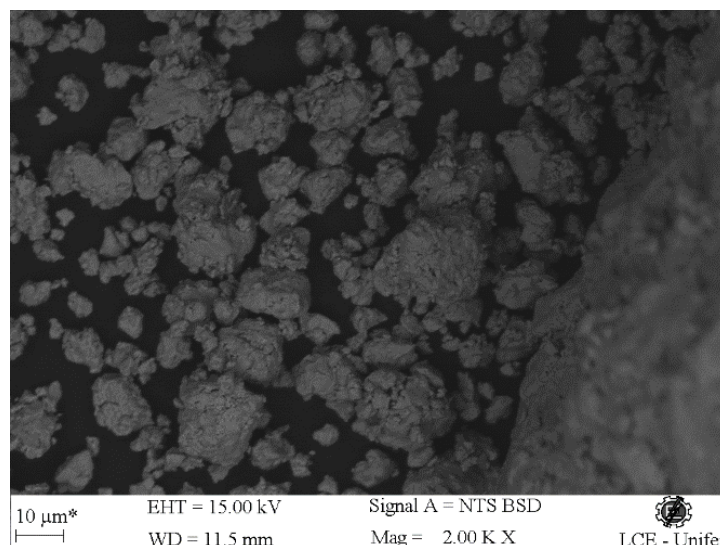


Figura 14 - Micrografia do aço UNS S31803 obtido em 40h de moagem. Imagem obtida por MEV.

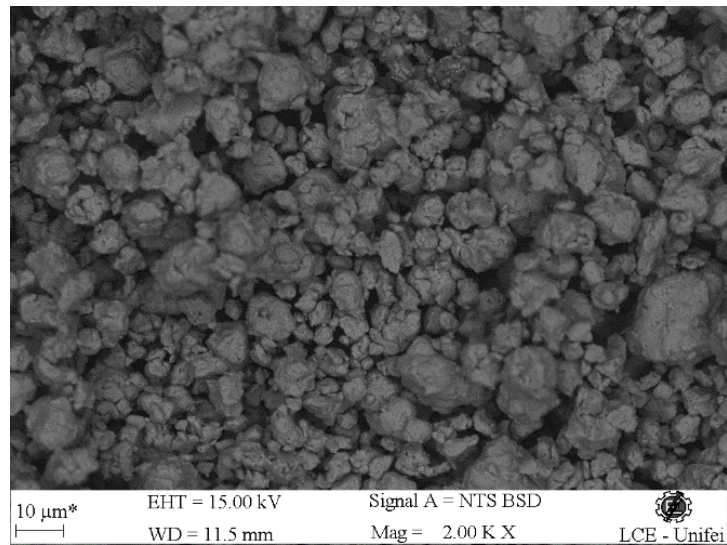
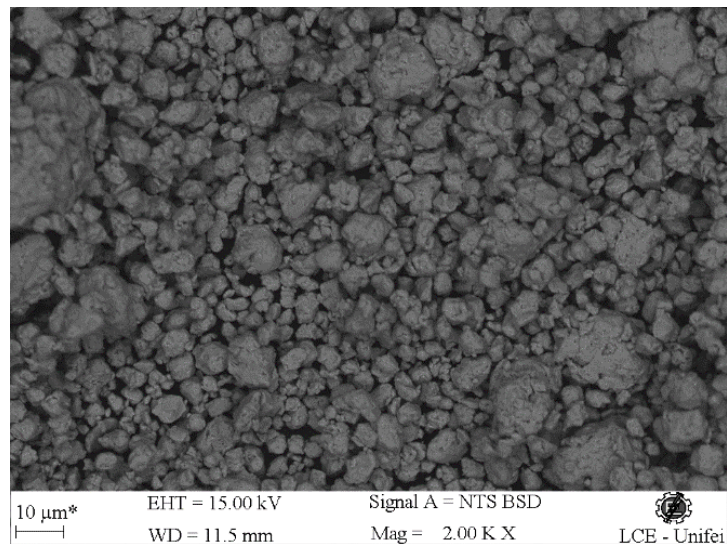


Figura 15 - Micrografia do aço UNS S31803 obtido em 80h de moagem. Imagem obtida por MEV.



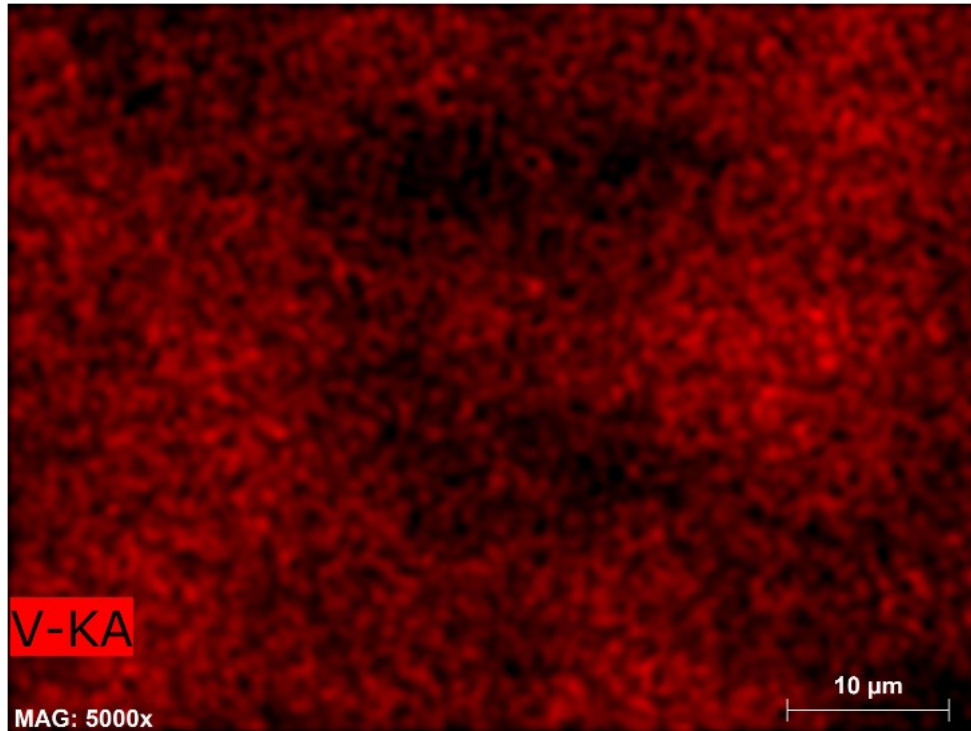
5.1.1. DISTRIBUIÇÃO DO CARBETO DE VANÁDIO

A análise da distribuição do carbeto de vanádio foi feita utilizando a técnica de Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS), utilizando mapeamento. Nesta técnica buscou-se a identificação do vanádio, haja vista que o carbono devido ao seu baixo peso atômico fica indetectável.

A Figura 16 mostra a micrografia do pó do aço duplex UNS S31803 moído por 20 h, evidenciando a presença do VC distribuído por toda superfície das partículas

A análise dos demais tempos de moagem aparentou resultado similar ao apresentado para o tempo de 20 h de moagem, sendo assim os resultados dos demais tempos encontra-se em anexo 4.

Figura 16 - Análise EDS das partículas do pó de aço UNS S31803 moído com adição de VC por 20 h. A técnica de mapeamento foi utilizada para identificação do vanádio. Ampliação de 5000x.



5.2. GRANULOMETRIA DOS PÓS OBTIDOS NOS DIFERENTES TEMPOS DE MOAGEM

A análise da granulometria foi realizada utilizando o equipamento de granulometria a laser os resultados completos estão no anexo 1. A Tabela 5 mostra o tamanho médio e as distribuições D10, D50 e D90 das partículas (representam respectivamente os 10, 50 e 90 % da distribuição acumulativas dos tamanhos das partículas) obtidas nos processos de moagem de alta energia nos tempos de 20, 40 e 80 h. Observa-se que, como esperado, o tamanho médio das partículas diminui em função do tempo de moagem, apresentando um tamanho médio de 60,57 μm para 20 h de moagem, 52,35 μm para 40h de moagem e 39,02 μm para 80 h de moagem.

Observa-se que os 10 % das partículas menores estão em torno de 10 μm para os três tempos considerados, 50 % das partículas estão com tamanhos menores que 41,32

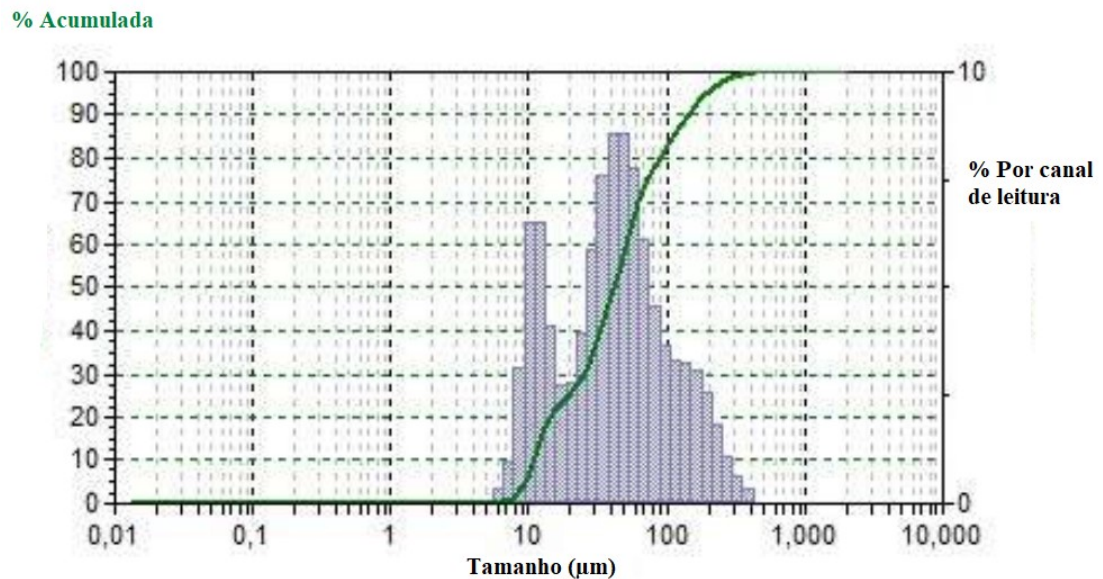
μm , 35,32 μm e 23,54 μm para os tempos de 20, 40 e 80h, respectivamente. Finalmente, observa-se que 90 % das partículas apresentam tamanhos inferiores a 144,6 μm para 20 h de moagem, 125,6 μm para 40 h de moagem e 90,75 μm para 80 h de moagem. Adicionalmente, nota-se que dobrando o tempo de moagem de 20 para 40 h as distribuições D10, D50 e D90 reduzem respectivamente em 5,76 %, 14,52 % e 13,13 %, em relação ao tamanho das partículas. Dobrando novamente o tempo de 40 para 80 horas é possível observar que as distribuições D10, D50 e D90 reduzem respectivamente em 4,73, 33,33 e 27,74%.

Tabela 5 - Distribuição Acumulativa

Amostras	20 horas	40 horas	80 horas
D10 (μm)	10,76	10,14	9,66
D50 (μm)	41,32	35,32	23,54
D90 (μm)	144,6	125,6	90,75
Média do Diâmetro (μm)	60,57	52,35	39,02

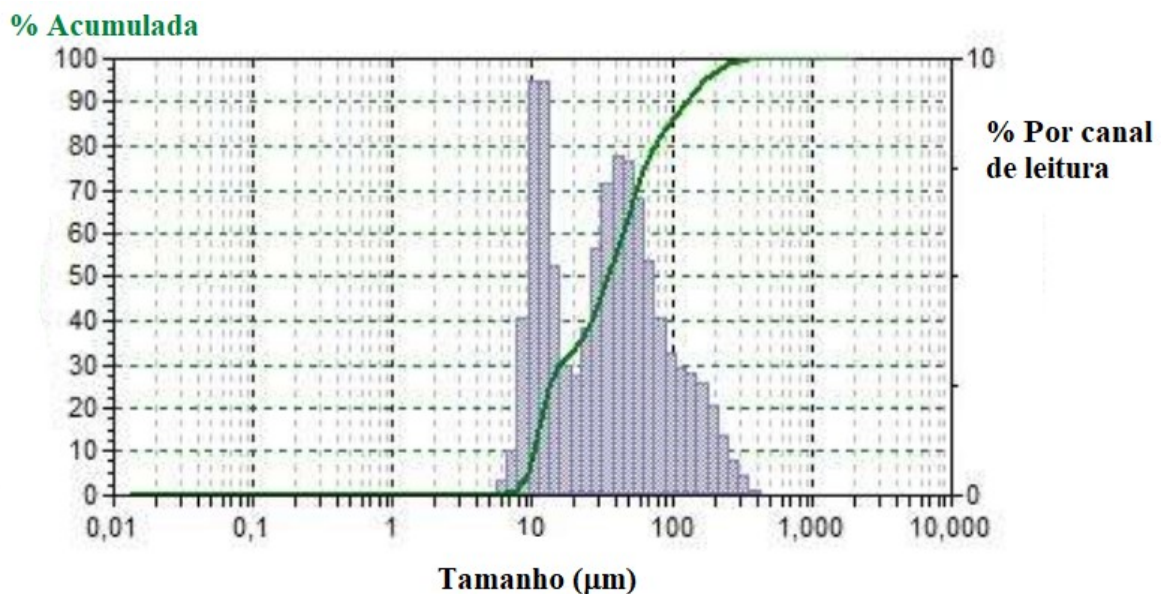
A Figura 17 apresenta o gráfico da distribuição dos tamanhos de partículas para o tempo de moagem de 20 h. É possível identificar que o histograma que representa o tamanho das partículas apresenta um comportamento bimodal, o valor médio de cada pico fica em: 10,97 μm e 51,30 μm . O primeiro pico possui uma largura menor em comparação ao segundo (o equipamento utilizado, leva em consideração os limites de 2 desvio padrão de cada pico, sendo assim, o primeiro pico possui uma largura de 4,50 μm e o segundo 97,39 μm), sendo assim 21,6 % de todos os diâmetros medidos estão no primeiro pico e 78,4 % estão segundo pico.

Figura 17 – Gráfico da distribuição granulométrica do pó do aço UNS S31803 moído por 20h, com adição de 3 % de VC e 1 % de Metanol.



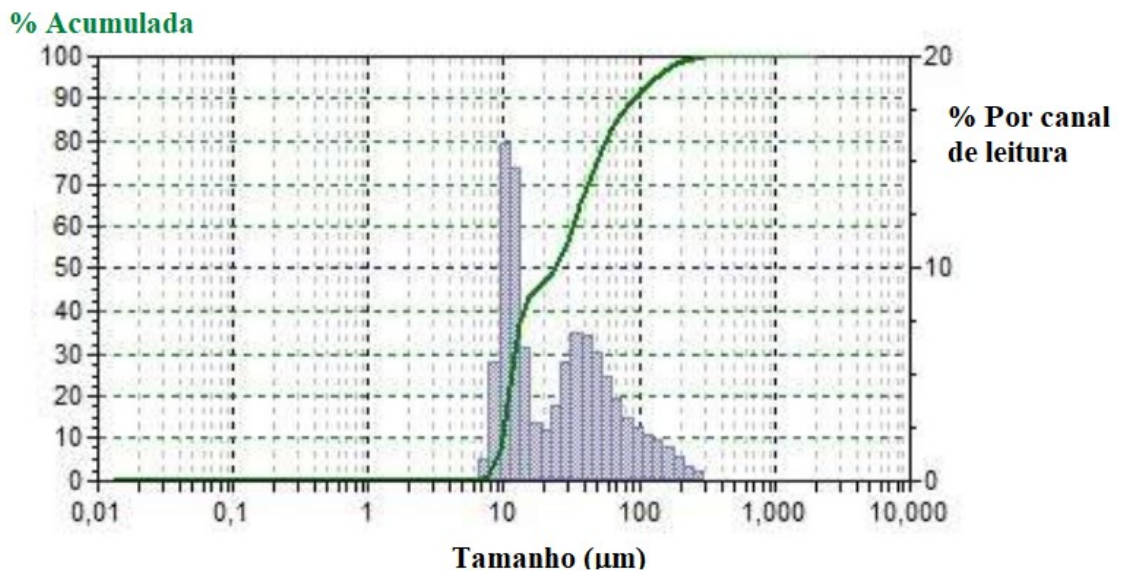
A Figura 18 apresenta o gráfico da distribuição dos tamanhos de partículas para o tempo de moagem de 40h. É possível identificar que a histograma que representa o tamanho das partículas também apresenta um comportamento bimodal como ocorrido no tempo de 20 h de moagem, o valor médio de cada pico fica em: 10,99 e 49,21 µm. O primeiro pico possui uma largura menor em comparação ao segundo (o equipamento utilizado leva em consideração os limites de 2 desvio padrão de cada pico, sendo assim, o primeiro pico possui uma largura de 4,18 µm e o segundo 88,67 µm), sendo assim 29,7 % de todos os diâmetros medidos estão no primeiro pico e 70,3 % estão segundo pico.

Figura 18 – Gráfico da distribuição granulométrica do pó do aço UNS S31803 moído por 40h, com adição de 3 % de VC e 1 % de Metanol



A Figura 19 apresenta o gráfico da distribuição dos tamanhos de partículas para o tempo de moagem de 80 h. É possível identificar que o histograma que representa o tamanho das partículas apresenta um comportamento bimodal, o valor médio de cada pico fica em: 11,08 e 45,73 μm . O primeiro pico possui uma largura menor em comparação ao segundo (o equipamento utilizado leva em consideração os limites de 2 desvio padrão de cada pico, sendo assim, o primeiro pico possui uma largura de 4,17 μm e o segundo 71,57 μm), sendo assim 46,4% de todos os diâmetros medidos estão no primeiro pico e 53,6 % estão segundo pico.

Figura 19 – Gráfico da distribuição granulométrica do pó do aço UNS S31803 moído por 80h, com adição de 3 % de VC e 1 % de Metanol.



Fazendo uma comparação na função acumulada (representada pela curva verde) dos gráficos das Figuras 17, 18 e 19, o primeiro pico das distribuições (considerado como as partículas pequenas) tende a aumentar a sua intensidade com o aumento do tempo de moagem, ou seja, há uma maior concentração de partículas com menores dimensões, nos maiores tempos de tempo de moagem. Foi obtido os valores de: 21,6 % do total da distribuição para o tempo de moagem de 20 h, 29,7 % do total da distribuição para o tempo de moagem de 40 h e 46,4 % do total da distribuição para o tempo de moagem de 80 h. Como consequência, o segundo pico teve o comportamento inverso ao observado no primeiro.

5.3. DENSIDADE À VERDE

A Tabela 6 mostra os valores da densidade à verde e o desvio padrão (os valores foram calculados conforme o anexo 2) de todas as amostras prensadas uniaxialmente e isostaticamente. Salienta-se que a primeira coluna desta tabela se refere à pastilha obtida pela prensagem do pó obtido no respectivo tempo de moagem, por exemplo 20 h. Aquelas que são representadas por mais de um tempo de moagem (20 h + 40 h + 80 h), representa uma pastilha obtida pela prensagem da mistura dos pós obtidos nesses tempos de moagem e em igual proporção em peso.

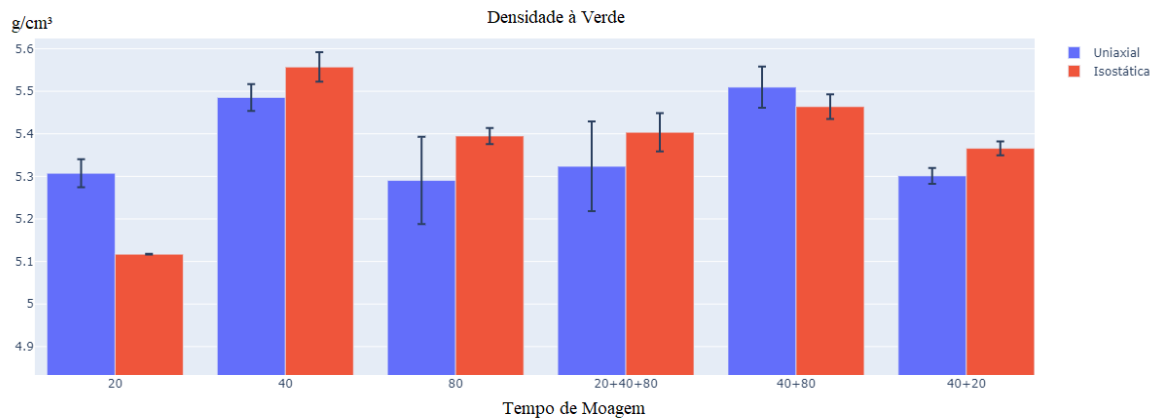
Os resultados mostraram que a maioria das amostras prensadas isostaticamente apresentaram maiores valores de densidade a verde, mas sem uma variação muito significativa. Ademais, as amostras prensadas utilizando o pó obtido em 20 h de moagem e aquelas obtidas utilizando a mistura dos pós obtidos em 40 h/80 h de moagem apresentaram menores valores de densidade verde quando prensados isostaticamente em comparação a uniaxialmente.

O maior valor de densidade a verde (5,56 g/cm³), foi alcançado com a pastilha prensada isostaticamente utilizando o pó do aço UNS S31803 moído por 40 h. Esses valores são melhor visualizados na Figura 20.

Tabela 6 – Média da densidade calculada à verde

Amostra moída por	Prensagem	Prensagem
	Uniaxial (g/cm ³)	Isostática (g/cm ³)
20h	5,31 (0,033)	5,12 (0,001)
40h	5,49 (0,032)	5,56 (0,035)
80h	5,29 (0,102)	5,39 (0,019)
20h+40h+80h	5,32 (0,106)	5,40 (0,045)
40h+80h	5,51 (0,048)	5,46 (0,029)
40h+20h	5,30 (0,019)	5,37 (0,016)

Figura 20 - Comparativo das densidades à verde prensadas uniaxialmente e isostaticamente, oriundas dos pós obtidos nos diferentes tempos de moagem dos vários tempos de moagem e dos dois tipos de compactação.



5.4. CARACTERIZAÇÃO DO AID UNS S31803 OBTIDO APÓS A SINTERIZAÇÃO

5.4.1. DENSIDADE

As densidades dos corpos de prova oriundos dos pós prensados uniaxialmente e isostaticamente, após o processo de sinterização, foram determinadas utilizando a Eq. 1 e pelo método de Arquimedes.

Os valores de densidade obtidos com o uso da Eq. 1, suas médias e desvio padrão são apresentados na Tabela 7 e Figura 21 (o cálculo foi feito conforme o anexo 3). De forma geral, em todas as condições analisadas, os maiores valores de densificação foram obtidos nas amostras prensadas isostaticamente. Observa-se que a maior densificação encontrada foi para a amostra prensada isostaticamente, utilizando a mistura dos obtidos nos tempos de 20 h, 40 h e 80 h (33,3 % em peso de cada tempo de moagem). A segunda maior densificação também foi para essa mesma mistura de pós, prensados uniaxialmente. Nestes casos, alcançaram 5,97 e 5,82 g/cm³, respectivamente.

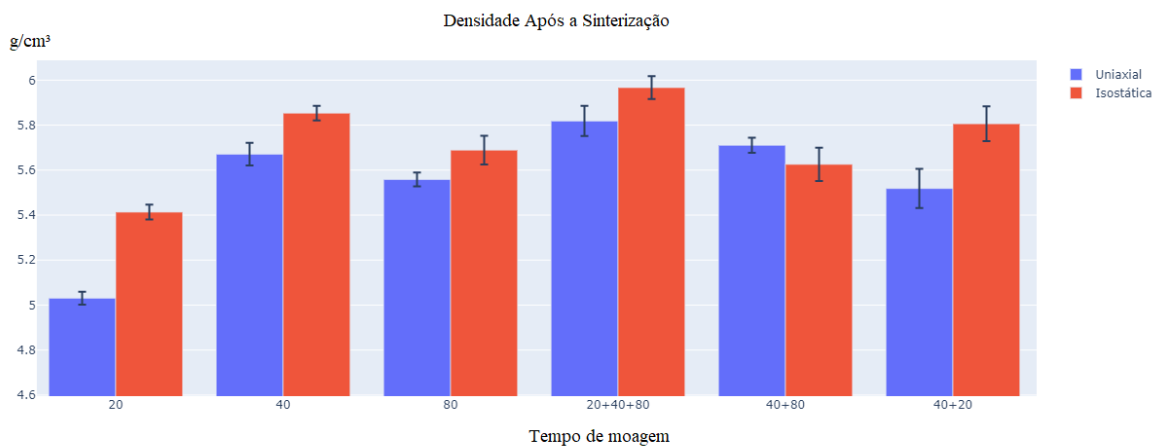
A pastilha produzida a partir do pó moído por 20 horas apresentou a menor densidade em ambas as formas de compactação. Esse resultado pode ser atribuído à granulometria, uma vez que o pó obtido durante o tempo de moagem de 20 horas continha uma concentração maior de partículas consideradas grandes (superiores a 30 μm). Essa maior concentração de partículas grandes resulta em uma redução da área

de superfície livre, o que, por sua vez, leva a uma menor difusão atômica durante a sinterização. Isso resulta em uma maior concentração de poros e, conseqüentemente, em uma menor densidade. Na compactação uniaxial, o valor obtido foi de 5,03 g/cm³, enquanto na prensagem isostática, o valor alcançado foi de 5,41 g/cm³.

Tabela 7 – Média da densidade pós-sinterização (método de compactação uniaxial e isostático), com desvio padrão entre parênteses.

Amostra	Prensagem	
	Uniaxial (g/cm ³)	Isostática (g/cm ³)
20h	5,031 (0,029)	5,413 (0,033)
40h	5,671 (0,050)	5,853 (0,032)
80h	5,558 (0,031)	5,689 (0,064)
20h+40h+80h	5,818 (0,067)	5,967 (0,051)
40h+80h	5,711 (0,033)	5,484 (0,314)
40h+20h	5,528 (0,087)	5,806 (0,077)

Figura 21 - Comparativo da densidade material sinterizado dos vários tempos de moagem e dos dois tipos de compactação.



Os valores de densidade obtidos pelo método de Arquimedes, suas médias e desvio padrão são apresentados na Tabela 8 e Figura 22. Para efeito de comparação os dados as densidades obtidas pela Eq. 1, também são apresentados nessa tabela. Observa-se que, em todos os casos, os valores encontrados pelo método de Arquimedes são um pouco maiores em relação àqueles encontrados utilizando a Eq. 1, o que deve estar relacionado à precisão de cada método.

Comparando os resultados obtidos pelos métodos de Arquimedes e pela aplicação do Eq.1, não foram observadas diferenças significativas entre os modos de

prensagem uniaxial e isostática. Em outras palavras, para cada condição, os valores de densificação variaram entre essas duas formas de prensagem. Verifica-se que a maior densidade obtida pelo método de Arquimedes foi de 6,95 g/cm³ para a amostra prensada isostaticamente, utilizando uma mistura dos pós obtidos nos tempos de moagem de 20 h, 40 h e 80 h (33,3% em peso de cada tempo de moagem). Ao analisar os valores das amostras prensadas uniaxialmente, constata-se que a maior densidade alcançada foi de 6,91 g/cm³ para a amostra proveniente do pó moído por 80 h de moagem. O valor mais baixo registrado foi de 5,74 g/cm³ para a amostra prensada uniaxialmente, originada do pó moído por 20 h.

Tabela 8 – Comparativo da Densidade.

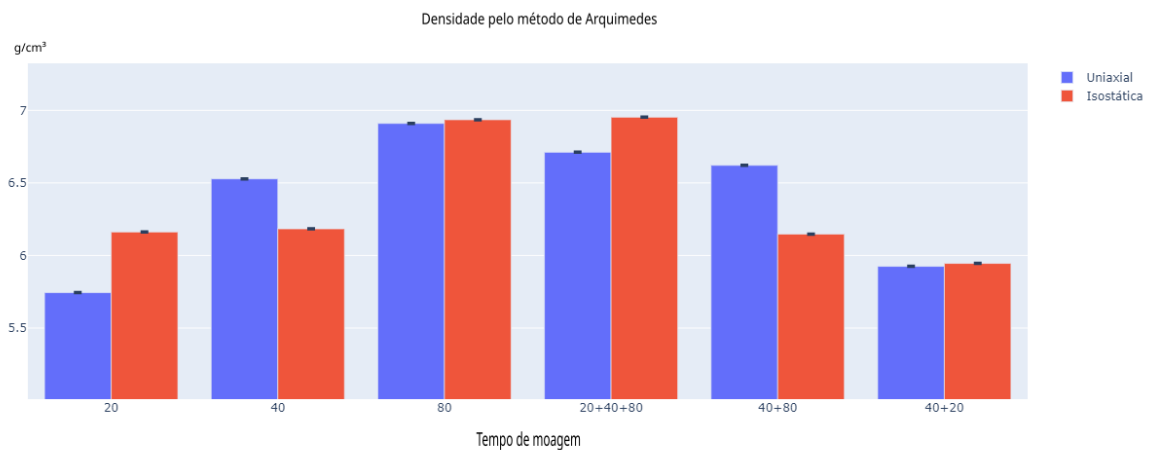
Amostra	Prensagem Uniaxial		Prensagem Isostática	
	Densidade por Arq. (g/cm ³)	Densidade sinterizada (g/cm ³)	Densidade por Arq. (g/cm ³)	Densidade sinterizada (g/cm ³)
20h	5,7439 (0,005)	5,031 (0,029)	6,1617 (0,007)	5,413 (0,033)
40h	6,5280 (0,005)	5,671 (0,050)	6,1835 (0,007)	5,853 (0,032)
80h	6,9100 (0,005)	5,558 (0,031)	6,9352 (0,007)	5,689 (0,064)
20h+40h+80h	6,7113 (0,005)	5,818 (0,067)	6,9528 (0,007)	5,967 (0,051)
40h+80h	6,6212 (0,005)	5,711 (0,033)	6,1473 (0,007)	5,484 (0,314)
40h+20h	5,9249(0,005)	5,528 (0,087)	5,9452 (0,007)	5,806 (0,077)

Observado a Figura 22, os valores da densidade tenderam ser maior utilizado a prensagem isostática em comparação ao uso exclusivo da prensagem uniaxial. Há também um aumento da densidade, com o aumento do tempo de moagem, os valores da densidade 80 h de moagem são maiores que 40 h que conseqüentemente são maiores que de 20 h. Esse comportamento também ocorre no uso da compactação isostática.

Nas condições pesquisada, usando o método Arquimedes para determinar a densidade, houveram duas discrepâncias onde a prensagem uniaxial apresentou uma melhor densidade do que a isostática, sendo essas no tempo de moagem de 40 h e na mistura dos tempos de moagem 40 e 80 h. Esse comportamento pode ter ocorrido devido a granulometria do pó do tempo de moagem de 40 h, analisando a distribuição granulométrica é possível verificar que aproximadamente 30 % da distribuição é

composto por partículas com dimensões inferiores a 15,17 μm , considerado pequenas, e conseqüentemente as demais partículas ficam distribuídas entre as partículas médias e grandes. A combinação de partículas pequenas, médias e grandes na granulometria ideal proporciona uma distribuição mais uniforme das partículas na matriz, reduzindo a segregação durante o processo de compactação, melhorando fluidez do pó e aumentando o empacotamento (partículas pequenas preenchem os espaços vazios entre as partículas grandes). Com isso nessa condição (40 h de moagem) a prensagem uniaxial produziu partilha com maior densificação quando comparado a isostática.

Figura 22 - Comparativo dos valores de densidade por Arquimedes



No caso da mistura dos tempos de moagem, a condição pesquisada essa característica (densidade da compactação exclusiva uniaxial ser maior que a compactação isostática) já se manifestou desde o cálculo da densidade do compactado verde, como pode ser visto na Figura 20 e após a sinterização pode ser visto na Figura 21, o que indica que a combinação de partículas pequenas, medias e grandes foi melhor compactada pela prensagem uniaxial.

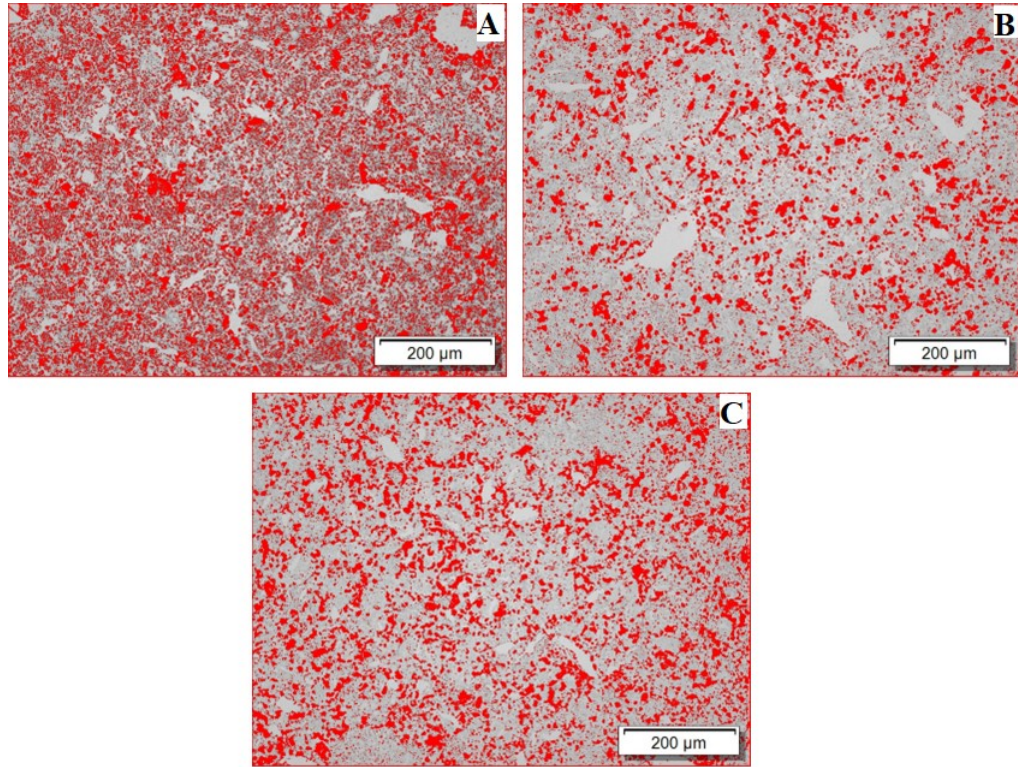
5.4.2. POROSIDADE NA PRENSAGEM UNIAXIAL

A Figura 23, mostra as micrografias das amostras sinterizadas, oriundas do pó do AID UNS S31803 moído com a adição de 3 % de VC e 1 % de metanol, nos tempos de moagem de 20, 40 e 80 h. As regiões em vermelho indicam a porosidade das amostras.

Na amostra de 20 h (Figura 23a), é possível observar uma alta concentração de poros em comparação às demais amostras. A distribuição dos poros é homogênea,

com dimensões variadas. A porosidade alcançou uma concentração de 27,59% da área total.

Figura 23– Microestrutura do aço UNS S31803 com 3 % de VC e 1 % de CH₃OH sinterizada a 1250°C durante 1 hora com compactação uniaxial. As áreas em vermelho apontam a porosidade. Estão representadas as amostras moídas por 20 h, 40 h e 80 h (a), (b), (c) respectivamente.



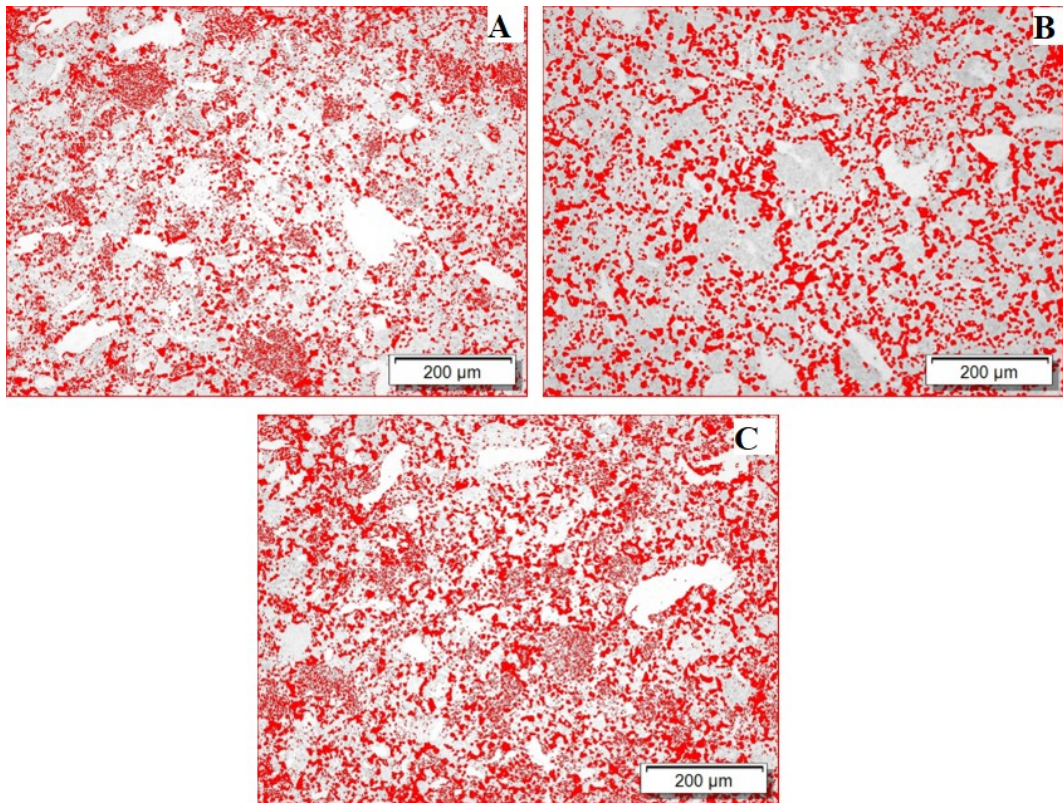
Na amostra com 40 h de moagem (Figura 23b), já é possível observar uma redução na concentração dos poros em comparação à amostra com 20 h de moagem. Os poros continuam distribuídos de forma homogênea pela amostra, porém com dimensões maiores em comparação à amostra de 20 h de moagem. O valor da concentração de poros em relação à área total observada ficou em 18,18%.

A amostra com 80 h de moagem (Figura 23c) apresentou uma concentração de poros de 24,16% em relação à área total observada. As dimensões dos poros tenderam a ser menores do que nas amostras de 40 h de moagem. Além disso, a concentração de poros foi menor do que na amostra de 20 h de moagem.

A Figura 24 mostra a micrografia do AID UNS S31803 moído com a adição de 3% de VC e 1% de metanol. Essas micrografias são provenientes das amostras

produzidas a partir da mistura dos pós nos tempos de moagem de 20, 40 e 80 h, em frações iguais de peso. As regiões em vermelho representam a porosidade da amostra.

Figura 24 – Microestrutura do aço UNS S31803 com 3 % de VC e 1 % de CH₃OH sinterizada a 1250°C durante 1 hora com compactação uniaxial. As áreas em vermelho apontam a porosidade. Estão representadas as amostras moídas e misturadas com os tempos de 20, 40 e 80 h; 40 e 80 h; 40 e 20 h (a), (b), (c) respectivamente.



A Figura 24a mostra a micrografia da condição em que foi utilizada a mistura dos pós nos tempos de moagem de 20, 40 e 80 h (33,3% do peso de cada tempo de moagem). É possível observar que os poros apresentam uma redução em suas dimensões em comparação às demais condições estudadas. Os poros estão distribuídos homogeneamente por toda a amostra, e a concentração de poros é de 20,95% em relação à área total.

A micrografia da condição que utilizou a mistura dos tempos de moagem de 40 e 80 h (50% em peso de cada tempo) é apresentada na Figura 24b. É possível observar uma grande concentração de poros em comparação à amostra que utilizou frações iguais dos pesos dos 3 tempos de moagem (Figura 24a). O valor da concentração de poros ficou em 23,98% da área total. As dimensões dos poros são maiores, e a distribuição é homogênea por toda a amostra.

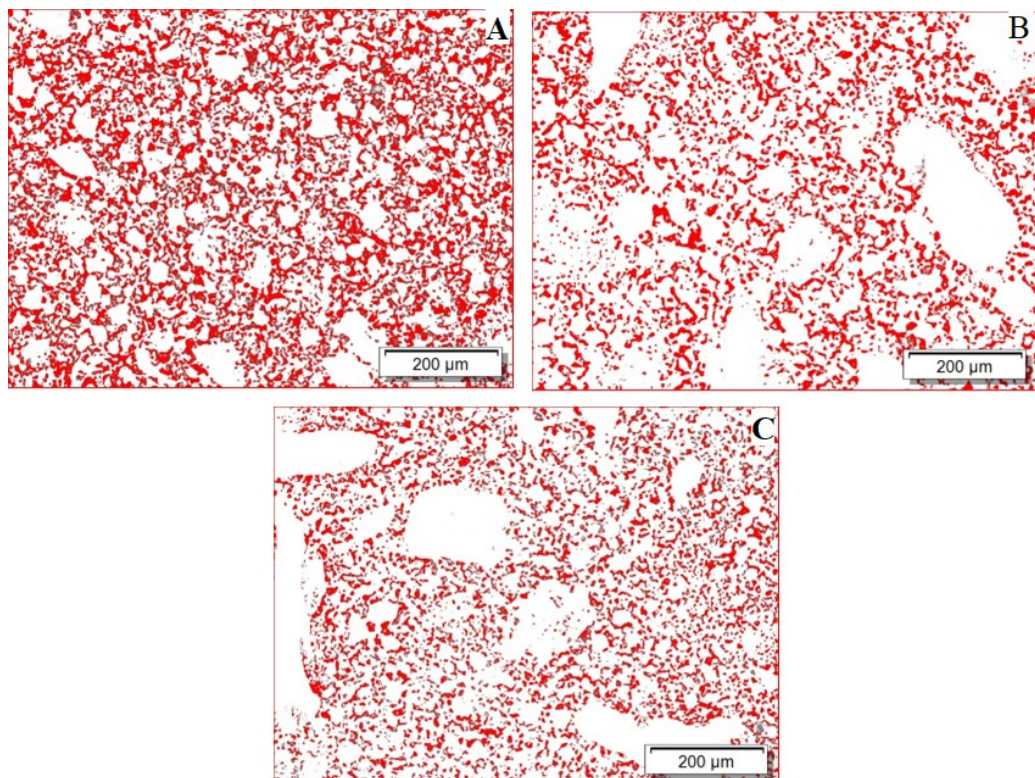
A Figura 24c mostra a micrografia da amostra com a mistura em peso igual dos tempos de moagem de 20 e 40 h. Nessa condição, foi alcançada a maior concentração de poros (28,84%) em relação à área total. As dimensões dos poros são homogêneas, com a presença de poros pequenos e grandes. A distribuição também é homogênea por toda a amostra.

5.4.3. POROSIDADE NA PRENSAGEM ISOSTÁTICA

A Figura 25 mostra as micrografias das amostras sinterizadas, originadas do pó do AID UNS S31803 moído com a adição de 3% de VC e 1% de metanol, nos tempos de moagem de 20, 40 e 80 h. As regiões em vermelho indicam a porosidade das amostras.

Na amostra de 20 h (Figura 25a), é possível observar uma concentração mais elevada de poros em comparação às demais amostras, com poros de dimensões maiores. Possui uma distribuição homogênea dos poros, com dimensões variadas. A porosidade alcança uma concentração de 26,56% da área, sendo inferior à observada na compactação uniaxial.

Figura 25 – Microestrutura do aço UNS S31803 com 3 % de VC e 1 % de CH₃OH sinterizada a 1250°C durante 1 hora com compactação isostática. As áreas em vermelho apontam a porosidade. Estão representadas as amostras moídas por 20 h, 40 h e 80 h (a), (b), (c) respectivamente.



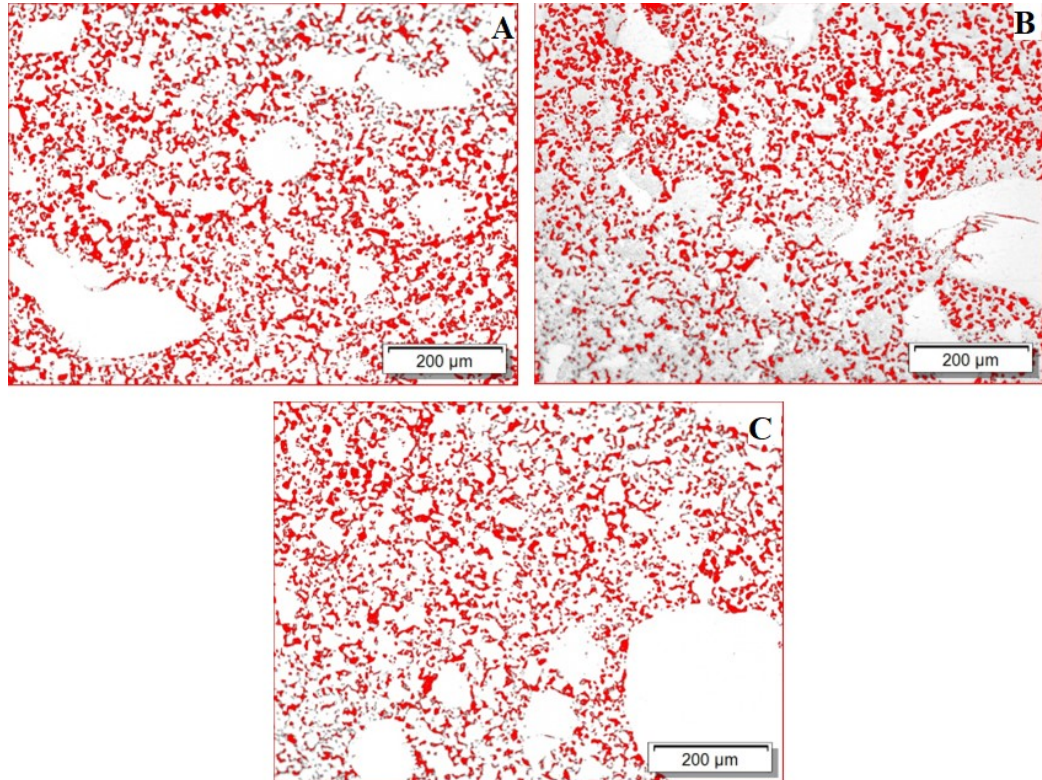
A Figura 25b mostra a micrografia da amostra com 40 h de moagem. Ao observar essa figura, é possível evidenciar uma redução na concentração dos poros em comparação à amostra produzida a partir do tempo de 20 h de moagem. Os poros continuam distribuídos homogeneamente pela amostra, e as dimensões são menores em comparação à amostra produzida a partir do tempo de 20 h de moagem. O valor da concentração de poros em relação à área total ficou em 18,69%. Esse valor é inferior ao observado para a mesma amostra na compactação uniaxial.

A amostra com 80 h de moagem (Figura 25c) apresenta uma concentração de 14,40% de poros em relação à área total observada. As dimensões dos poros tendem a ser menores do que os apresentados na amostra de 40 h. Além disso, a concentração de poros é menor do que na amostra de 20 h de moagem. A distribuição dos poros continua sendo homogênea pela amostra. Ao comparar com a amostra produzida a partir de 80 h de moagem utilizando a compactação uniaxial, a concentração de poros obtida pela compactação isostática foi inferior.

As micrografias das amostras produzidas a partir das misturas dos tempos de moagem estão representadas na Figura 26. A condição que utilizou a fração igual em peso dos tempos de moagem 20, 40 e 80 h (33,3% do peso de cada um) está representada na Figura 26a. É possível observar que os poros possuem dimensões menores em comparação com as demais condições em estudo. Os poros estão distribuídos de forma homogênea por toda a amostra, e a concentração de poros ficou em 17,77% em relação à área total. Ao comparar com a amostra na mesma condição, mas utilizando apenas a compactação uniaxial, o valor da porosidade é superior ao obtido pelo uso da prensagem isostática.

A micrografia da condição estudada que utiliza a mistura dos tempos de moagem 40 e 80 h (50% em peso de cada tempo) está apresentada na Figura 26. Foi possível observar uma concentração de poros semelhante quando comparada à amostra que utilizou frações iguais dos 3 tempos de moagem, com o valor de concentração de poros em 17,23% da área total. As dimensões dos poros tendem a ser similares, e a distribuição é homogênea por toda a amostra. Em comparação com a mesma condição na prensagem uniaxial, o valor da concentração de poros obtido na compactação isostática foi inferior.

Figura 26 - Microestrutura do aço UNS S31803 com 3 % de VC e 1 % de CH₃OH sinterizada a 1250°C durante 1 hora com compactação isostática. As áreas em vermelho apontam a porosidade. Estão representadas as amostras moídas e misturadas com os tempos de 20, 40 e 80 h; 40 e 80 h; 40 e 20 h (a), (b), (c) respectivamente.



A Figura 26c mostra a micrografia da amostra com a mistura da fração igual em peso dos tempos de moagem 20 e 40 h. A concentração de poros ficou em 14,76%. Os poros possuem dimensões similares às outras condições de estudo, e sua distribuição está homogênea por toda a amostra. A concentração de poros na mesma condição na compactação uniaxial foi superior à obtida na compactação isostática.

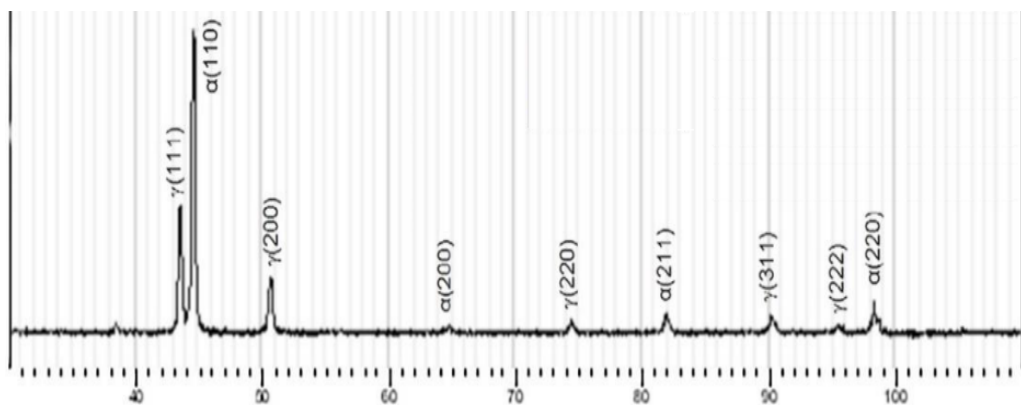
5.5. DIFRATOMETRIA DE RAIOS X

As Figuras 27 a 30 mostram os difratogramas das amostras como recebido e moídas por 20, 40 e 80h. Observando os resultados é possível perceber que a microestrutura do AID UNS S31803 tenderam a apresentar distorções na rede cristalina (caracterizado pelo alargamento dos picos e diminuição da intensidade, deslocamento angular dos picos) com o aumento do tempo de moagem.

Após a sinterização (Figura 31), o material recuperou a forma dos picos, indicativo da redução das distorções da rede cristalina ocorre quando as deformações plásticas são reduzidas e as discordâncias se movem e se anulam parcialmente. Ao comparar com os

resultados obtidos por Flávio Yushi Assahi [55] em sua dissertação de mestrado (Figura 27), foi observado que o AID UNS S31803 exibe picos das fases austenita e ferrita, que são características microestruturais desse tipo de aço. No entanto, o pico da fase γ (111) ficou ofuscado pelo pico de maior intensidade da fase α (110). Os demais picos apresentaram baixa intensidade e foram obscurecidos pelo ruído. Além disso, o tratamento térmico não foi capaz de reduzir todas as distorções na rede cristalina, tornando-as pouco visíveis.

Figura 27 - DRX do AID UNS S31803 como recebido



Fonte: Assahi(2020)

Figura 28 - DRX Do aço inoxidável duplex UNS S31803 moído por 20h.

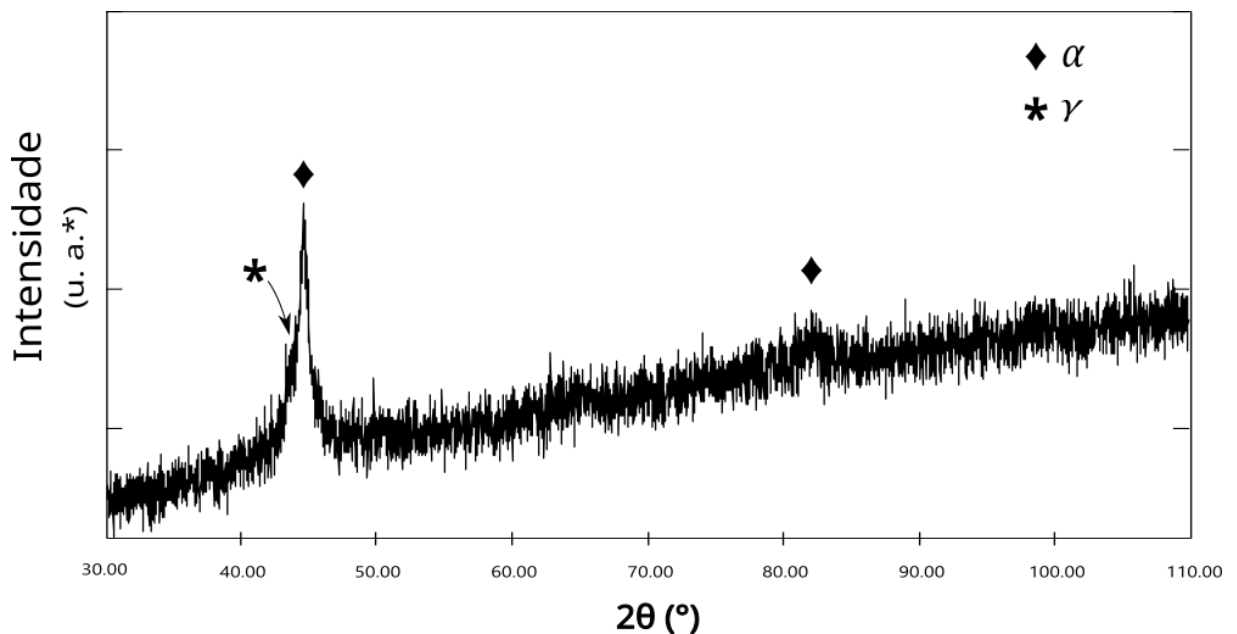


Figura 29 - DRX Do aço inoxidável duplex UNS S31803 moído por 40h.

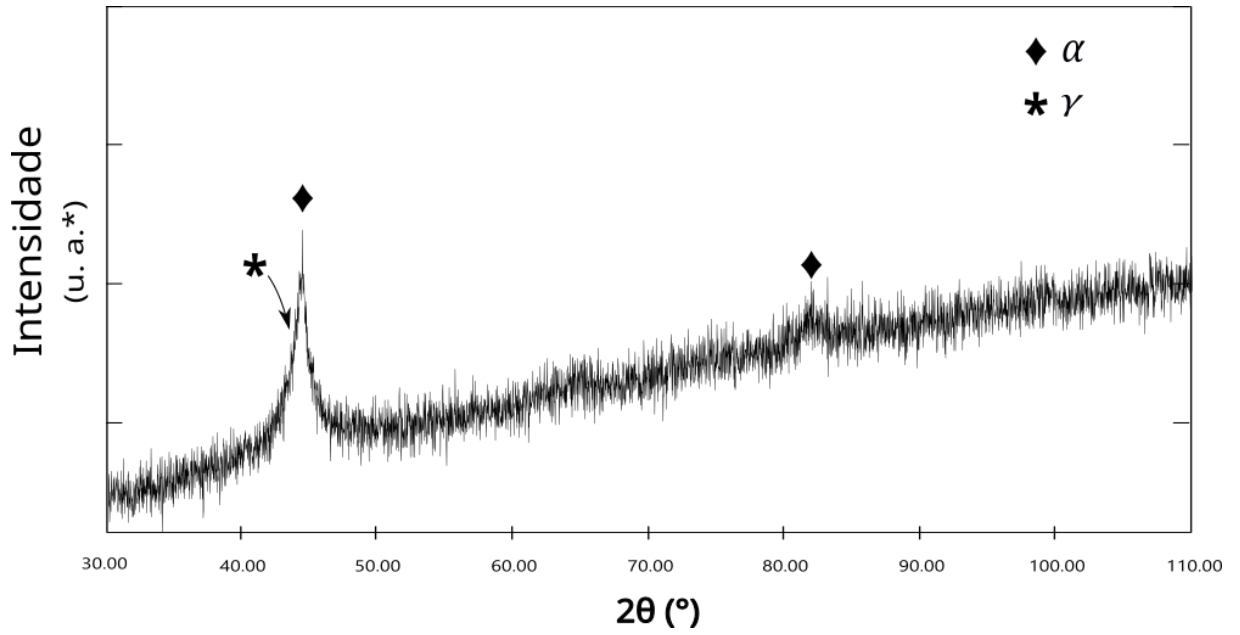


Figura 30 - DRX Do aço inoxidável duplex UNS S31803 moído por 80h.

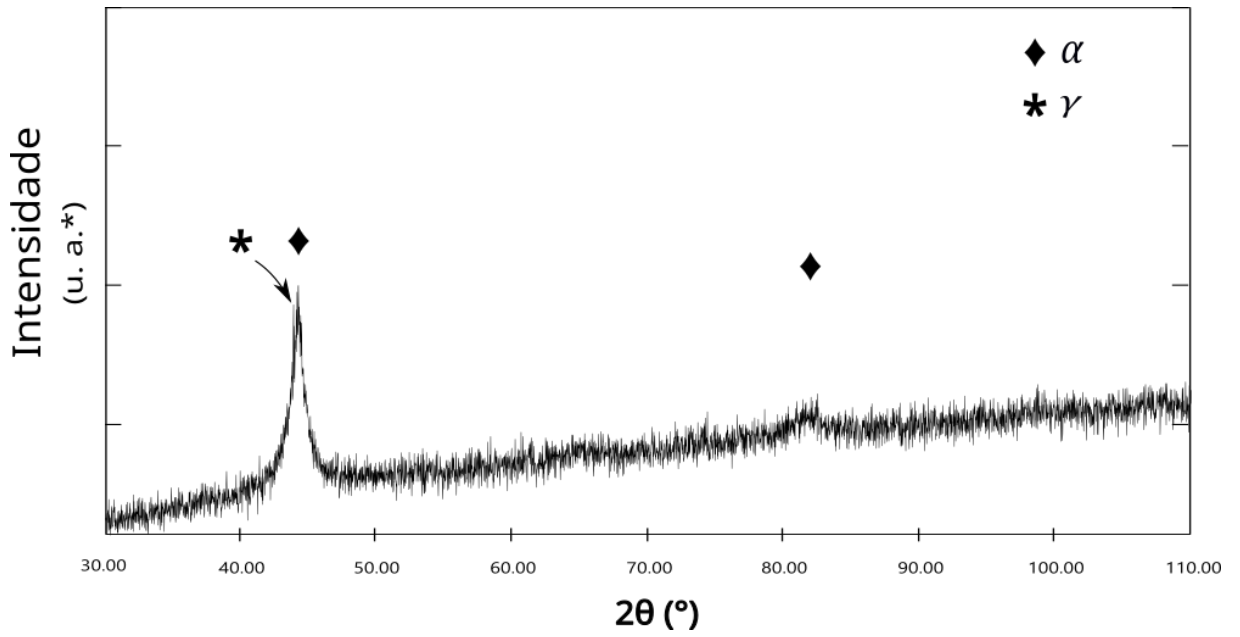
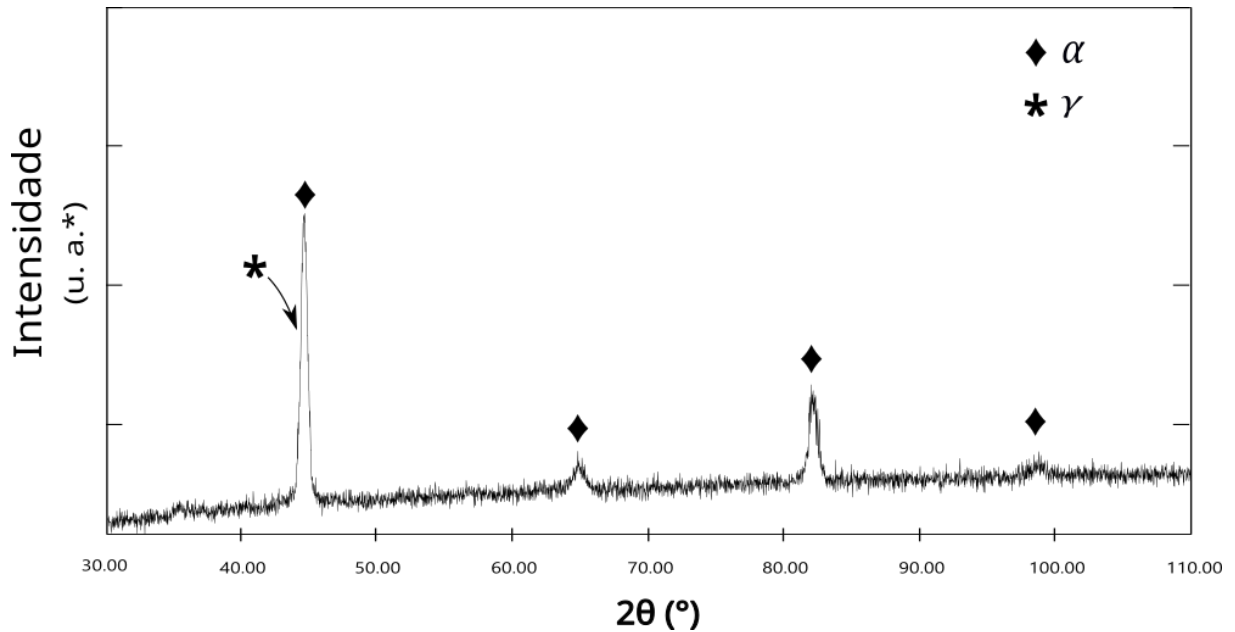


Figura 31 - DRX Do aço inoxidável duplex UNS S31803 moído por 80h, após a sinterização.



6. CONCLUSÕES

A reutilização do AID UNS S31803 através da metalurgia do pó (utilizando a moagem de alta energia) mostrou-se uma forma eficiente para reaproveitamento para esse aço.

Pode-se concluir que:

1. Foi possível produzir pós do aço UNS S31803, com dimensão abaixo dos 10 μm , podendo ser considerado pequenos.
2. Nas condições de compactação pesquisadas, a densidade da compactação isostática tendeu a ser superior a uniaxial, entretanto essa diferença não foi muito significativa.
3. Entre as condições pesquisadas, a melhor densificação foi obtida com o maior tempo de moagem (80 h), alcançando o valor de 6,93 g/cm^3 para compactação isostática.
4. Nas condições onde foi utilizado mistura dos pós em fações iguais de peso, a condição que apresentou a melhor densificação foi na compactação isostática na mistura dos pós de 20, 40 e 80 h de moagem, alcançando valor de 6,95 g/cm^3 .
5. A porosidade das condições pesquisadas, a prensagem isostática apresentou valores de porosidade inferior, quando comparado a prensagem uniaxial.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] SHACHELFORD, J. F. **Ciência dos materiais**, 6. ed. São Paulo: Pearson, 2008.
- [2] GUNN R. N. (org). **Duplex stainless steels Microstructure, properties and applications**. 1. ed. Milton Keynes: Woodhead Publishing Ltd, 1997.
- [3] LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J., **Welding Metallurgy and Weldability Of Stainless Steels**. Hoboken: John Wiley & Sons, 2005.
- [4] DELFORGE, D. Y. M. *et al.* Sinterização de uma mistura de cavaco de aço inoxidável com pó do mesmo material. Uma nova tecnologia para a reciclagem de metais? **Revista Escola de Minas**, v. 60, n.1, p.95-100, 2007.
- [5] CHIAVERINI, V. **Metalurgia do Pó**. 2. ed. São Paulo, p. 206–239, 1986.
- [6] KUFFNER, B. **Estudo do Reaproveitamento do Aço Aisi 52100 Pela Rota de Metalurgia do Pó Utilizando Moagem de Alta Energia**. 2015. Dissertação (Mestrado profissional em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2015.
- [7] LOUREIRO, J. P. **Caracterização Do Aço Inoxidável Duplex Uns S31803 Pela Técnica Não Destrutiva De Correntes Parasitas Pulsadas**: 2010. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Metalúrgica) - *Escola Politécnica - UFRJ*, Rio de Janeiro, 2010.
- [8] MENDONÇA, C. S. P. **Influência da Deformação Plástica e da Solubilização na Microestrutura e nas Propriedades Magnéticas de um Aço Duplex UNS S31803**: 2014. Dissertação (Mestrado em Ciências em Materiais Para Engenharia) - Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2014.
- [9] ASKELAND, D. R.; WRIGHT, W. J. **Ciência e Engenharia dos Materiais**. 3. ed. São Paulo: Cengage Learning Brasil, 2014.
- [10] NUNES E. B. **Propriedades Mecânicas e Caracterização Microestrutural na Soldagem do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 (SAF 2205)**: 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009.
- [11] TÁVARA, S. A.; CHAPETTI, M. D.; OTEGUI, J. L.; MANFREDI, C. Influence of nickel on the susceptibility to corrosion fatigue of duplex stainless steel welds. **International Journal of Fatigue**, v. 23, p. 619–626, 2001.
- [12] CARBÓ, H. M (coord). **Aços Inoxidáveis: aplicações e especificações**. São Paulo: ArcelorMittal Inox Brasil, 2008.
- [13] JIA, S. *et al.* Experiments on dynamic mechanical properties of austenitic stainless steel S30408 and S31608. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 179, p. 106556, 2021.
- [14] GEORGE, G.; SHAIKH H. Introduction to Austenitic Stainless Steels. In: KHATAK, H. S.; RAJ, B. (org.). **Corrosion of Austenitic Stainless Steels**. Abington: Alpha Science International Ltd, 2002, p. 1–36.
- [15] VOORT, G. F. V.; LUCAS, G. M.; MANILOVA, E. P. Metallography and Microstructures of Stainless Steels and Maraging Steels. In: Voort, G. F. V. **Metallography and Microstructures**. v. 9., ASM International, 2004, p. 670–700.
- [16] TELLES, P. C. da S. **Materiais Para Equipamentos De Processo**, 6°. Rio de Janeiro: Interciência, 2003.
- [17] SAMAL, P. K. Alloy Classification and Compositions. In: Newkirk, J. **Powder Metallurgy**. v. 7. ASM International, 2015, p. 415–420.

- [18] CHO, H.-H.; *et al.* Microstructural analysis of friction stir welded ferritic stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 2889–2894, 2011.
- [19] XIANG-MI, Y.; ZHOU-HUA, J.; HUA-BING, L. Ultra-Pure Ferritic Stainless Steels-Grade, Refining Operation, and Application. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 14, n° 4, p. 24–30, 2007.
- [20] ANDRADE, T. F. **Precipitação De Fase De Laves No Aço Inoxidável Precipitação De Fase De Laves No Aço Inoxidável**, 2006. Dissertação (Mestrado Engenharia de Materiais), Escola Politécnica - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.
- [21] MOHANDAS, T.; REDDY, G. M.; NAVEED, M. A comparative evaluation of gas tungsten and shielded metal arc welds of a ‘ferritic’ stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 94, n° 2–3, p. 133–140, 1999.
- [22] LYMAN, T. **Atlas of Microstructures of Industrial Alloys**. 8° ed. ASM International, 1972.
- [23] FRITZ, J. D. Heat Treating of Austenitic and Duplex Stainless Steels. *In*: DOSSETT, J. L.; TOTTEN, G. E. (ed.). **Heat Treating of Irons and Steels**. 4. ed. ASM International, 2014. p. 370–381.
- [24] SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. **Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v. 60, n° 1, p. 175–181, 2007.
- [25] APERAM. **Duplex UNS 32205/31803**. Belo Horizonte. Disponível em: <https://brasil.aperam.com/wp-content/uploads/2015/11/Duplex-UNS-32205-31803-A%C3%A7o-Inoxid%C3%A1vel-Duplex.pdf>. Acesso em: 02 ago. 2021.
- [26] BROWN MCFARLANE. S31803 (1.4462) Duplex Steel | S32205 Duplex Steel. Disponível em: <https://www.brownmac.com/pt/produtos/acos-inoxidaveis-duplex/aco-duplex-s31803-1-4462-e-s32205>. Acessado: 07 ago 2021.
- [27] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **A1082/A1082M: Standard Specification for High Strength Precipitation Hardening and Duplex Stainless Steel Bolting for Special Purpose Applications 1 Mechanical Property Requirements in the Solution Treated Condition**. Pennsylvania, p. 6. 2012.
- [28] LONDOÑO A. J. R. **Estudo da Precipitação de Nitreto de Cromo e Fase Sigma por Simulação Térmica da Zona Afetada pelo Calor na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex**. 1997. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1997.
- [29] MARTINS, M. A.; FARIA G. L.; OLIVEIRA, T. R. Influência De Diferentes Tratamentos Térmicos De Recozimento Nas Frações De Fases E Nas Propriedades Mecânicas Do Aço Inoxidável Duplex Uns S31803, **Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração**, v. 15, n° 4, p. 458–464, 2018.
- [30] MOURA, V. S., *et al.* Influence of microstructure on the corrosion resistance of the duplex stainless steel UNS S31803, **Materials Characterization**, ed. 8, v. 56, p. 1127-1132, 2007.
- [31] GONÇALVES, K. A. M. B.; OLIVEIRA T. R.; ALCÂNTARA C. M.; SANTOS, D. B. Microestrutura E Propriedade Mecânica Dos Aços Inoxidáveis Duplex Uns S31803 E Uns S32304 Após Laminação a Frio E Recozimento *In*: Congresso Anual da ABM, 71, 2017, Rio de Janeiro. **Anais [...]**. Rio de Janeiro: Blucher, 2017. p. 1306–1317.
- [32] BRITO, F. I. G.; MEDEIROS, K. F.; Lourenço, J. M. Um estudo teórico sobre a sinterização na metalurgia do pó, **Holos**, Rio Grande do Norte, v. 3, p. 204-211, 2007.
- [33] RODRIGUES, D. Processamento de Pós Metálicos e Cerâmicos. Escola Politécnica Universidade de São Paulo Departamento de Engenharia metalúrgica e de Materiais. p. 112, 2004. Disponível em: https://edisciplinas.usp.br/pluginfile.php/6078785/mod_resource/content/0/Apostila%20Metalurgia%20do%20Po.pdf. Acessado em 02 ago 2021.

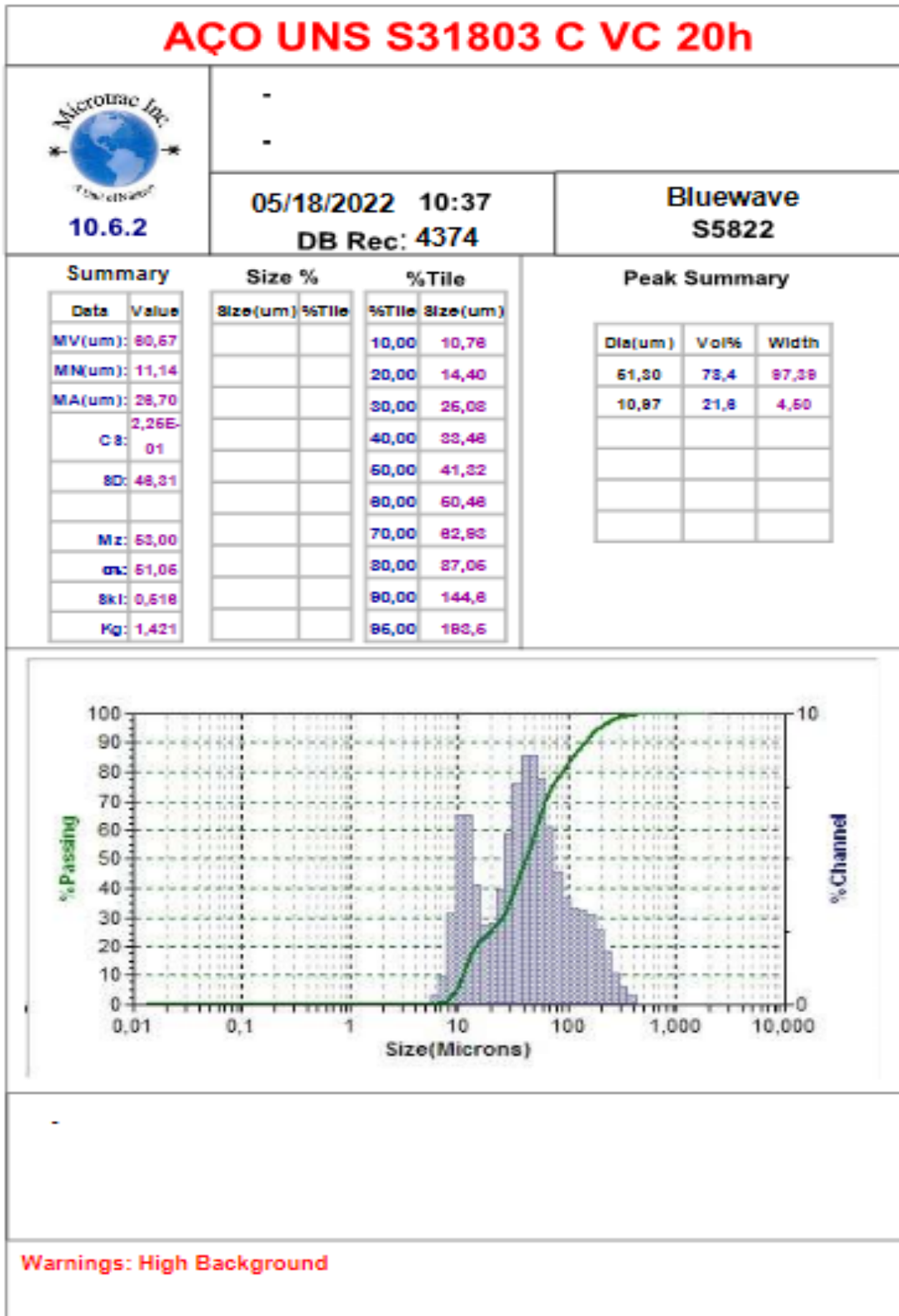
- [34] SANTOS, M. A. P. D; COSTA, C. A. Moagem de pós de carbetto de silício em moinho planetário. **Cerâmica**, v. 51, n° 320, p. 393–398, 2005.
- [35] SANTOS, L. L. D. **Estudo do efeito da moagem de alta energia sobre a sinterização do carbetto de boro**. 2013. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) - Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2013.
- [36] TAKIMI, A. S. **Obtenção de superligas NiCrAlY nanoestruturais por moagem de alta energia e sua aplicação por aspersão térmica hipersônica (Hvof)**. 2004. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2004.
- [37] RABIEE, M.; MIRZADEH, H.; ATAIE, A. Unraveling the Effects of Process Control Agents on Mechanical Alloying of Nanostructured Cu-Fe Alloy. **Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials**, v. 49, n° 1, p. 17–21, 2016.
- [38] SINGH, K. K.; BHATTACHARJEE, S. Study on the Effect of High Energy Ball Milling (a Nano **Material Process**) on the **Microstructure and Mechanical Properties of a (Al-Si-Fe-Cu) Alloy**, Thesis (Bachelor of Technology In Metallurgical and Materials Engineering) - Department of Metallurgical and Materials Engineering, National Institute of Technology Rourkela, 2007.
- [39] SURYANARAYANA, C.; AN, I. Mechanical alloying and milling. **Journal of Korean Powder Metallurgy Institute**, v.13, n° 5, p. 1–472, 2004.
- [40] TORRES, C. S. **Estudo da moagem de alta energia e sinterização de metal duro WC- NI**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.
- [41] FORSMO, S. P. E.; FORSMO S. E.; SAMSKOG, P. O.; BJÖRKMAN, B. M. T. Mechanisms in oxidation and sintering of magnetite iron ore green pellets. **Powder Technology**, v. 183, n° 2, p. 247–259, 2008.
- [42] SIVASANKARAN, S.; SIVAPRASAD, K.; NARAYANASAMY, R.; SATYANARAYANA, P. V. X-ray peak broadening analysis of AA 6061100-x-x wt.% Al 2O3 nanocomposite prepared by mechanical alloying, **Materials Characterization**, v. 62, n° 7, p. 661–672, 2011.
- [43] LÜ, L.; LAI, M. O. **Mechanical alloying**. Boston: Springer US, 1998.
- [44] MINATTI, J. L.; FURLAN, G. M. C.; D. R. Jr. Obtenção e caracterização de pós de ti-13nb-13zr por moagem de alta energia para aplicações biomédicas. **VI Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamento Térmico**, p. 257–268, 2012.
- [45] SURYANARAYANA, C. Mechanical Alloying: A Novel Techniqueto Synthesize Advanced Materials: **Research**, v. 2019, p. 1–17, 2019.
- [46] AZEVÊDO, H. V. S. B. **Metalurgia do Pó Aplicada na Fabricação de Ferramentas de Corte: efeito da adição de WC e Co na sinterização e propriedades mecânicas da alumina**. 1. ed. Natal: EDUFRN, 2018.
- [47] GOMES, U. U. **Tecnologia dos pós: fundamentos e aplicações**. 1. ed. Natal: UFRN Editora Universitária, 1995.
- [48] SMITH, L. N.; MIDHA P. S.; GRAHAM, A. D. Simulation of metal powder compaction, for the development of a knowledge-based powder metallurgy process advisor. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 79, n° 1–3, p. 94–100, 1998.
- [49] LIBERATI J. F. **Compactação Isostática a quente do pó de aço rápido AISI M2: 2001**, Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear) - Ipen, São Paulo 2001.
- [50] CAMARGO A. C. D. **Comparação Das Características De Corpos De Alumina, a Verde E Após Sinterização, Obtidos Pelos Processos De Prensagem Uniaxial E Isostática**: 1993. Dissertação

(Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear) - Ipen, São Paulo 1993.

- [51] CANTO, R. B.; SCHMITT, N.; CARVALHO J.; BILLARDON, R. Simulação do processo de prensagem uniaxial do PTFE. *In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO*, 4, 2007, Águas de São Pedro. **Anais Eletrônico**[...].
- [52] GROOVER, M. P. **Fundamentals of modern manufacturing: Materials, Processes, and Systems**. 4. ed. United States of America: John Wiley & Sons, 2010.
- [53] FAN, K. C.; CHEN, S. H.; CHEN, J. Y.; LIAO W. B. Development of auto defect classification system on porosity powder metallurgy products. **NDT & E International**, v. 43, nº 6, p. 451–460, 2010.
- [54] GROSSI, L. J. **Estudo da influência do tempo da moagem na obtenção da liga cu-13al-4ni via metalurgia do pó**. 2016. Dissertação (Mestrado em Ciências Mecânicas) -Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, 2016.
- [55] ASSAHL, F. Y. **Síntese do aço inoxidável duplex UNS S31803 com adição de carbetos e metanol**. 2021. Dissertação (Mestrado profissional em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2021.
- [56] SILVEIRA, L. R., *et al.* Obtainment of a New Metal Matrix Composite from the Recycling of UNS S31803 Duplex Stainless Steel by Powder Metallurgy. **REM - International Engineering Journal**, v.75, nº 3, p. 235 – 244, 2022.
- [57] MENDONÇA, C., *et al.* A New Method to Recycle Stainless–Steel Duplex UNS S31803 Chips. **Metals** v. 8, nº. 7, p. 546, 2018.
- [58] CHÁVEZ, J., *et al.* Characterization of Ti6Al4V–Ti6Al4V/30Ta Bilayer Components Processed by Powder Metallurgy for Biomedical Applications. **Metals and Materials International**, v. 26, nº. 2, p. 205–220, 2020.
- [59] BALOG, M., *et al.* Bioactive Ti Mg Composites Fabricated by Powder Metallurgy: The Relation between the Microstructure and Mechanical Properties. **Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials**, v. 90, p. 45–53, 2019.
- [60] PARAMORE, J.D., DUNSTAN, M.K., BUTLER, B.G. *et al.* Fundição em Pó: Produzindo Componentes Metálicos a Granel a partir de Pó Sem Compactação. **JOM** 72, p. 3112-3120, 2020.

8. ANEXOS

1. TAMANHO DE PARTÍCULA – SEDIGRAFIA



SOP Name: CARBETO DE SI(*)

Distribution:	Volume	Run Time:	30 Sec	Fluid:	CARBONI CARBON		
Progression:	Standard	Run:	Avg of 3	Fluid Net Index:	1,333	Loading factor:	0,0888
Up edge(um):	2000	Particle:	CARBONI PARTICLE	Above Headcut:	0	Trans. L1:L2	0,2850,227
Low edge(um):	0,0107	Transparency:	Reflecting	Below Headcut:	0	1685 Headcut:	0,817%
Headcut:	Enabled	Part. Net. Index:	NA			Flow:	85 %
#Channels:	70	Particle Shape:	Irregular	Cell ID:	0294	Ultronic Power:	NA
Analysis Mode:	BLUWAVE			Multi Run Delay:	0 Min.	Ultronic Time:	NA
Filter:	Enabled	DB Record:	4374	Recalc Status:	Original	Serial Number:	55822
Analysis Cam:	Default(2)	Database:	C:\Program Files (x86)\Microtec PLBR 10.8.2\Database\MI Database.mdb				

Size(um)	%Chan	% Pass	Size(um)	%Chan	% Pass
2000	0,00	100,00	5,50	0,00	0,00
1674	0,00	100,00	4,62	0,00	0,00
1408	0,00	100,00	3,89	0,00	0,00
1184	0,00	100,00	3,27	0,00	0,00
995,5	0,00	100,00	2,750	0,00	0,00
837,1	0,00	100,00	2,312	0,00	0,00
703,9	0,00	100,00	1,944	0,00	0,00
591,9	0,00	100,00	1,635	0,00	0,00
497,8	0,00	100,00	1,375	0,00	0,00
418,6	0,37	100,00	1,156	0,00	0,00
352,0	0,63	99,63	0,972	0,00	0,00
296,0	1,10	99,00	0,817	0,00	0,00
248,9	1,81	97,90	0,687	0,00	0,00
209,3	2,58	96,09	0,578	0,00	0,00
176,0	3,08	93,51	0,486	0,00	0,00
148,0	3,24	90,43	0,409	0,00	0,00
124,4	3,29	87,19	0,344	0,00	0,00
104,6	3,64	83,90	0,2890	0,00	0,00
87,99	4,57	80,26	0,2430	0,00	0,00
73,99	6,13	75,69	0,2040	0,00	0,00
62,22	7,80	69,56	0,1720	0,00	0,00
52,32	8,59	61,76	0,1450	0,00	0,00
44,00	8,58	53,17	0,1220	0,00	0,00
37,00	7,60	44,59	0,1020	0,00	0,00
31,11	5,87	36,99	0,0860	0,00	0,00
26,16	3,97	31,12	0,0720	0,00	0,00
22,00	2,80	27,15	0,0610	0,00	0,00
18,50	2,76	24,35	0,0510	0,00	0,00
15,55	4,13	21,59	0,0430	0,00	0,00
13,08	6,54	17,46	0,0360	0,00	0,00
11,00	6,49	10,92	0,0300	0,00	0,00
9,25	3,13	4,43	0,02550	0,00	0,00
7,78	0,96	1,30	0,02150	0,00	0,00
6,54	0,34	0,34	0,01810	0,00	0,00

AÇO UNS S31803 C VC 40h



10.6.2

05/18/2022 10:24
DB Rec: 4370

Bluewave
S5822

Summary

Data	Value
MV(um):	62,86
MN(um):	10,84
MA(um):	22,87
	2,82E-01
C8:	01
SD:	39,02
Mz:	46,28
mc:	44,40
skt:	0,632
Kg:	1,340

Size %

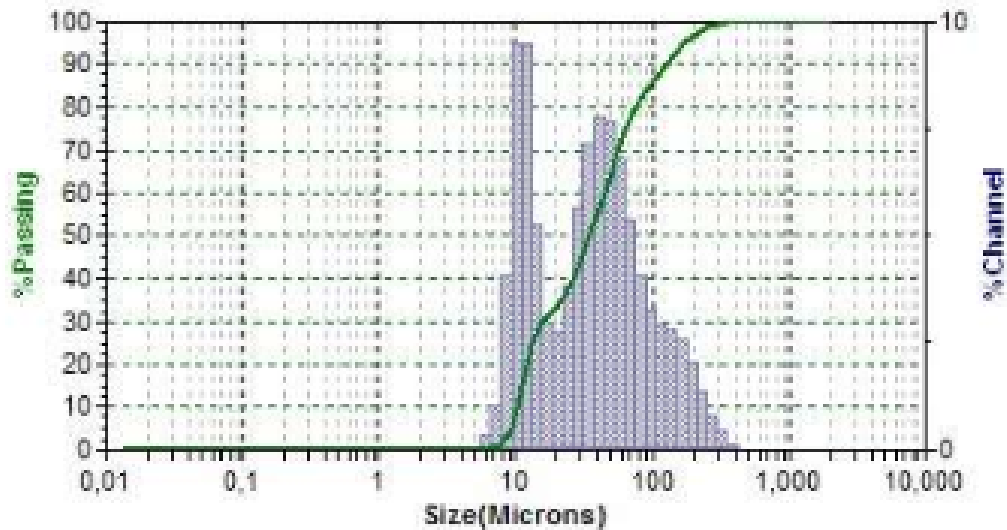
Size(um)	%Tilt

%Tilt

%Tilt	Size(um)
10,00	10,14
20,00	11,99
30,00	15,83
40,00	26,89
50,00	35,32
60,00	44,19
70,00	55,60
80,00	74,93
90,00	125,6
95,00	173,4

Peak Summary

Dia(um)	Vol%	Width
49,21	70,3	88,67
10,99	29,7	4,18



SOP Name: CARBETO DE SI(*)

Distribution:	Volume	Run Time:	30 Sec	Fluid:	CURBENI CARBON		
Progression:	Standard	Run#	Avg of 3	Fluid Ref Index:	1,333	Loading factor:	0,0847
Up Edge(um):	2000	Particle:	CURBENI PARTICLE	Above Residual:	0	Trans. L1:L2:	0,9850,998
Low Edge(um):	0,0107	Transparency:	Reflecting	Below Residual:	0	IRIS Residual:	0,073%
Residuals:	Enabled	Part. Ref. Index:	N/A			Flow:	85 %
#Channels:	70	Particle Shape:	Irregular	Cell ID:	0204	Ultrasonic Power:	N/A
Analysis Mode:	BLUEWAVE			Multi Run Delay:	0 Min.	Ultrasonic Time:	N/A
Filter:	Enabled	DS Record:	4370	Recall Status:	Original	Serial Number:	35822
Analysis Cam:	Default(2)	Database:	C:\Program Files (x86)\Microtec HLBX 10.5.21\Database\MI1 Database.mdb				

Size(um)	%Chan	% Pass	Size(um)	%Chan	% Pass
2000	0,00	100,00	5,50	0,00	0,00
1674	0,00	100,00	4,62	0,00	0,00
1408	0,00	100,00	3,85	0,00	0,00
1184	0,00	100,00	3,27	0,00	0,00
995,5	0,00	100,00	2,750	0,00	0,00
837,1	0,00	100,00	2,312	0,00	0,00
703,9	0,00	100,00	1,944	0,00	0,00
591,9	0,00	100,00	1,635	0,00	0,00
497,8	0,00	100,00	1,375	0,00	0,00
418,6	0,11	100,00	1,156	0,00	0,00
352,0	0,46	99,89	0,972	0,00	0,00
296,0	0,80	99,43	0,817	0,00	0,00
248,9	1,37	98,63	0,687	0,00	0,00
209,3	2,05	97,26	0,578	0,00	0,00
176,0	2,57	95,21	0,486	0,00	0,00
148,0	2,79	92,64	0,409	0,00	0,00
124,4	2,90	89,85	0,344	0,00	0,00
104,6	3,23	86,95	0,2890	0,00	0,00
87,99	4,04	83,72	0,2430	0,00	0,00
73,99	5,38	79,68	0,2040	0,00	0,00
62,22	6,81	74,30	0,1720	0,00	0,00
52,32	7,68	67,49	0,1450	0,00	0,00
44,00	7,79	59,81	0,1220	0,00	0,00
37,00	7,15	52,02	0,1020	0,00	0,00
31,11	5,65	44,87	0,0860	0,00	0,00
26,16	3,82	39,22	0,0720	0,00	0,00
22,00	2,76	35,40	0,0610	0,00	0,00
18,50	2,99	32,64	0,0510	0,00	0,00
15,55	5,25	29,65	0,0430	0,00	0,00
13,08	9,51	24,40	0,0360	0,00	0,00
11,00	9,47	14,89	0,0300	0,00	0,00
9,25	4,07	5,42	0,02550	0,00	0,00
7,78	1,03	1,35	0,02150	0,00	0,00
6,54	0,32	0,32	0,01810	0,00	0,00

SOP Name: CARBETO DE SI(*)

Distribution:	Volume	Run Time:	30 Sec	Fluid:	CURBENI CA188B4		
Progression:	Standard	Run:	Avg of 3	Fluid Net Index:	1,333	Loading Factor:	0,0838
Up Edge(um):	2000	Particle:	CURBENI PARTICLE	Above Residual:	0	Trans. L1:L2:	0,987:0,997
Low Edge(um):	0,0107	Transparency:	Reflecting	Below Residual:	0	RMS Residual:	0,780%
Residual:	enabled	Part. Net. Index:	NA			Flow:	85 %
#Channels:	70	Particle Shape:	Irregular	Cell ID:	0284	Uronic Power:	NA
Analysis Mode:	BLUEWAVE			Multi Run Delay:	0 Min.	Uronic Time:	NA
Filter:	enabled	DB Record:	4288	Recalc Status:	Original	Serial Number:	55822
Analysis Cam:	Default(2)	Database:	C:\Program Files (x86)\Microtrac FLUX 10.8.2\Database\MI Database.mdb				

Size(um)	%Chan	% Pass	Size(um)	%Chan	% Pass
2000	0,00	100,00	5,50	0,00	0,00
1674	0,00	100,00	4,62	0,00	0,00
1408	0,00	100,00	3,89	0,00	0,00
1184	0,00	100,00	3,27	0,00	0,00
995,5	0,00	100,00	2,750	0,00	0,00
837,1	0,00	100,00	2,312	0,00	0,00
703,9	0,00	100,00	1,944	0,00	0,00
591,9	0,00	100,00	1,635	0,00	0,00
497,8	0,00	100,00	1,375	0,00	0,00
418,6	0,00	100,00	1,156	0,00	0,00
352,0	0,00	100,00	0,972	0,00	0,00
296,0	0,44	100,00	0,817	0,00	0,00
248,9	0,71	99,56	0,687	0,00	0,00
209,3	1,10	98,85	0,578	0,00	0,00
176,0	1,55	97,75	0,486	0,00	0,00
148,0	1,95	96,20	0,409	0,00	0,00
124,4	2,22	94,25	0,344	0,00	0,00
104,6	2,49	92,03	0,2890	0,00	0,00
87,99	2,98	89,54	0,2430	0,00	0,00
73,99	3,83	86,56	0,2040	0,00	0,00
62,22	4,93	82,73	0,1720	0,00	0,00
52,32	6,02	77,80	0,1450	0,00	0,00
44,00	6,86	71,78	0,1220	0,00	0,00
37,00	6,96	64,92	0,1020	0,00	0,00
31,11	5,60	57,96	0,0860	0,00	0,00
26,16	3,55	52,36	0,0720	0,00	0,00
22,00	2,39	48,81	0,0610	0,00	0,00
18,50	2,79	46,42	0,0510	0,00	0,00
15,55	6,31	43,63	0,0430	0,00	0,00
13,08	14,76	37,32	0,0360	0,00	0,00
11,00	15,89	22,56	0,0300	0,00	0,00
9,25	5,62	6,67	0,02550	0,00	0,00
7,78	1,05	1,05	0,02150	0,00	0,00
6,54	0,00	0,00	0,01810	0,00	0,00

2. DENSIDADE À VERDE

Foram realizadas medições das dimensões do corpo de prova em três regiões aleatórias. A partir dessas medidas, calculou-se o volume de cada região. Com base nesses volumes, determinou-se a densidade dos corpos de prova. Em seguida, calculou-se a média e o desvio padrão para cada tempo de moagem e para as diferentes combinações de pós em frações iguais. Os resultados estão apresentados na Tabela 1 e 2.

Tabela 1 – Dimensões das pastilhas compactada uniaxialmente à verde.

<i>Amostra</i>	<i>20</i>	<i>40</i>	<i>80</i>	<i>20+40+80</i>	<i>40+80</i>	<i>40+20</i>
<i>Peso (g)</i>	0,9350	0,9595	0,9624	0,9522	0,9600	0,8722
	0,8000	0,8000	0,8000	0,8000	0,8000	0,8000
<i>Diâmetro (cm)</i>	0,8020	0,8000	0,8000	0,8020	0,8000	0,8000
	0,8020	0,8000	0,8000	0,8000	0,8000	0,8000
<i>Altura (cm)</i>	0,3480	0,3460	0,3540	0,3540	0,3460	0,3280
	0,3500	0,3500	0,3660	0,3620	0,3440	0,3260
	0,3500	0,3480	0,3660	0,3500	0,3500	0,3280
<i>Volume (cm³)</i>	0,1749	0,1739	0,1779	0,1779	0,1739	0,1649
	0,1768	0,1759	0,1840	0,1829	0,1729	0,1639
	0,1768	0,1749	0,1840	0,1759	0,1759	0,1649
<i>Densidade (g/cm³)</i>	5,3452	5,5169	5,4086	5,3512	5,5198	5,2902
	5,2882	5,4539	5,2312	5,2069	5,5519	5,3227
	5,2882	5,4852	5,2312	5,4124	5,4567	5,2902
<i>Média</i>	5,3072	5,4854	5,2904	5,3235	5,5095	5,3010
<i>Desvio</i>	0,0329	0,0315	0,1024	0,1055	0,0484	0,0187

Tabela 2 – Dimensões das pastilhas compactada isostaticamente à verde.

<i>Amostra</i>	<i>20</i>	<i>40</i>	<i>80</i>	<i>20+40+80</i>	<i>40+80</i>	<i>40+20</i>
<i>Peso (g)</i>	0,9670	0,9734	0,9561	0,9683	0,9720	0,9852
	0,8000	0,8000	0,8000	0,8000	0,8000	0,8000
<i>Diâmetro (cm)</i>	0,8000	0,8020	0,8020	0,8020	0,8020	0,8020
	0,8020	0,8020	0,8000	0,8020	0,8000	0,8000
<i>Altura (cm)</i>	0,3760	0,3460	0,3520	0,3540	0,3520	0,3640
	0,3760	0,3480	0,3500	0,3580	0,3540	0,3640
	0,3740	0,3480	0,3540	0,3540	0,3540	0,3660
<i>Volume (cm³)</i>	0,1890	0,1739	0,1769	0,1779	0,1769	0,1830
	0,1890	0,1758	0,1768	0,1809	0,1788	0,1839
	0,1889	0,1758	0,1779	0,1788	0,1779	0,1840
<i>Densidade (g/cm³)</i>	5,1165	5,5969	5,4037	5,4417	5,4936	5,3846
	5,1165	5,5370	5,4075	5,3541	5,4353	5,3578
	5,1182	5,5370	5,3732	5,4146	5,4625	5,3552
<i>Média</i>	5,1170	5,5569	5,3948	5,4035	5,4638	5,3658
<i>Desvio</i>	0,0010	0,0346	0,0188	0,0449	0,0291	0,0163

3. DENSIDADE APÓS A SINTERIZAÇÃO

Foram realizadas medições das dimensões do corpo de prova em três regiões aleatórias. A partir dessas medidas, calculou-se o volume de cada região. Com base nesses volumes, determinou-se a densidade dos corpos de prova. Em seguida, calculou-se a média e o desvio padrão para cada tempo de moagem e para as diferentes combinações de pós em frações iguais. Os resultados estão apresentados na Tabela 1 e 2.

Tabela 1 – Dimensões das pastilhas compactada uniaxialmente após a sinterização

<i>Amostra</i>	<i>20</i>	<i>40</i>	<i>80</i>	<i>20+40+80</i>	<i>40+80</i>	<i>40+20</i>
<i>Peso (g)</i>	0,9161	0,9435	0,9468	0,9337	0,9443	0,8545
	0,7980	0,7840	0,7740	0,7760	0,7780	0,7780
<i>Diâmetro (cm)</i>	0,7960	0,7840	0,7720	0,7780	0,7800	0,7800
	0,7960	0,7840	0,7740	0,7740	0,7800	0,7800
<i>Altura (cm)</i>	0,3620	0,3420	0,3600	0,3380	0,3480	0,3200
	0,3680	0,3440	0,3640	0,3420	0,3440	0,3280
	0,3660	0,3480	0,3640	0,3380	0,3480	0,3260
<i>Volume (cm³)</i>	0,1811	0,1651	0,1694	0,1599	0,1654	0,1521
	0,1831	0,1661	0,1704	0,1626	0,1644	0,1567
	0,1821	0,1680	0,1713	0,1590	0,1663	0,1558
<i>Densidade (g/cm³)</i>	5,0599	5,7147	5,5896	5,8409	5,7080	5,6171
	5,0024	5,6815	5,5569	5,7429	5,7448	5,4520
	5,0297	5,6162	5,5282	5,8711	5,6787	5,4855
<i>Média</i>	5,0307	5,6708	5,5583	5,8183	5,7105	5,5182
<i>Desvio</i>	0,0287	0,0501	0,0307	0,0670	0,0331	0,0873

Tabela 2 – Dimensões das pastilhas compactada isostaticamente após a sinterização

<i>Amostra</i>	<i>20</i>	<i>40</i>	<i>80</i>	<i>20+40+80</i>	<i>40+80</i>	<i>40+20</i>
<i>Peso (g)</i>	0,9537	0,9572	0,9395	0,9533	0,9577	0,9705
	0,7780	0,7780	0,7760	0,7720	0,7800	0,7700
<i>Diâmetro (cm)</i>	0,7800	0,7800	0,7800	0,7740	0,7880	0,7780
	0,7800	0,7760	0,7760	0,7700	0,7840	0,7760
<i>Altura (cm)</i>	0,3680	0,3460	0,3460	0,3440	0,3520	0,3540
	0,3700	0,3420	0,3500	0,3400	0,3540	0,3560
<i>Volume (cm³)</i>	0,3700	0,3440	0,3480	0,3400	0,3520	0,3540
	0,1749	0,1645	0,1636	0,1610	0,1682	0,1648
<i>Densidade (g/cm³)</i>	0,1768	0,1634	0,1672	0,1600	0,1726	0,1692
	0,1768	0,1627	0,1646	0,1583	0,1699	0,1674
<i>Média</i>	5,4515	5,8194	5,7413	5,9203	5,6939	5,8874
	5,3942	5,8573	5,6176	5,9591	5,5473	5,7345
<i>Desvio</i>	5,3942	5,8834	5,7083	6,0211	5,6359	5,7967
	5,4133	5,8534	5,6890	5,9669	5,6257	5,8062
	0,0330	0,0322	0,0640	0,0509	0,0738	0,0769

4. EDS

