**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA**

RENATA KOMATA

**Estudo do efeito da densidade nas propriedades de um material ferroso
com gradiente de função**

São Paulo
2018

RENATA KOMATA

**Estudo do efeito da densidade nas propriedades de um material ferroso
com gradiente de função**

Versão Revisada

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais para obtenção do título de Mestre em Ciências.

Área de Concentração: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Flavio Beneduce Neto

São Paulo

2018

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catálogo-na-publicação

Komata, Renata

Estudo do efeito da densidade nas propriedades de um material ferroso com gradiente de função / R. Komata -- versão corr. -- São Paulo, 2018. 89 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Metalurgia do pó 2.Densidade 3.Propriedades mecânicas
4.Sinterhardening I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica.
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

AGRADECIMENTOS

À minha família por todo incentivo e apoio que me deram desde o início.

Ao Prof. Dr. Flavio Beneduce por sua orientação e auxílio no desenvolvimento deste trabalho.

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – Poli/USP (PMT) que disponibilizou as instalações para a efetivação dos ensaios, assim como todos que me auxiliaram neste processo.

À Dra. Maria Nazareth Pedigão, a qual me deu a oportunidade de conhecer e ingressar no mercado da metalurgia do pó.

Aos membros desta banca pela disposição em avaliar este trabalho.

RESUMO

KOMATA, Renata. **Estudo do efeito da densidade nas propriedades de um material ferroso com gradiente de função**. 2018. 89 f. Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia dos Materiais) – Escola Politécnica da USP, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2018.

Existem diversos componentes produzidos por metalurgia do pó que necessitam utilizar uma matéria prima nobre devido a aplicações que causam desgaste em áreas específicas. Desta forma faz-se necessário o desenvolvimento de um material tornando o projeto mais atraente economicamente. O objetivo deste trabalho é analisar e discutir o efeito da densidade nas propriedades mecânicas e microestruturais de materiais com gradiente de função, compostos por metade de ferro comercialmente puro e a outra metade de um material mais nobre, que contém elementos de liga específicos para tratamento de sinterhardening. Corpos de prova foram compactados variando-se a densidade, posteriormente sinterizados e revenidos. Ensaios mecânicos e análise microestrutural foram realizados. Foi possível verificar, de acordo com os resultados, que o aumento da densidade promove o aumento das propriedades mecânicas. Além disso, um pequeno incremento na densidade do componente proporciona a formação do dobro de martensita. Desta forma, é possível fabricar componentes com esta composição levando-se em consideração a distância referente a zona de transição para que as propriedades necessárias estejam presentes nas regiões críticas.

Palavras-chave: Metalurgia do pó; Densidade; Propriedades mecânicas; *Sinterhardening*

ABSTRACT

KOMATA, Renata. **Study of the effect of density on the properties of a ferrous material with function gradient**. 2018. 89 f. Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia dos Materiais) – Escola Politécnica da USP, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2018.

There are several components produced by powder metallurgy that need to use a noble raw material due to applications that cause wear in specific areas. In this way it is necessary to develop a material made the project more economically attractive. The objective of this work is to analyze and discuss the effect of density on the mechanical and microstructural properties of functionally gradient materials composed of half of commercially pure iron and the other half of a more noble material containing specific alloying elements for the treatment of sinterhardening. Test specimens were compacted by varying the density, sintered and tempered. Mechanical tests, metallographic analysis and hardness were performed. It was possible to verify, according to the results, that the increase of the density promotes the increase of the mechanical properties. In addition, a small increase in component density gives the formation of twice martensite. In this way, it is possible to fabricate components with this composition taking into account the distance of the transition zone so that the necessary properties are present in the critical regions.

Keywords: Powder metallurgy; Density; Mechanical properties; Sinterhardening

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Fluxograma das etapas de produção de componentes produzidos por metalurgia do pó	16
Figura 2 – Partícula de ferro esponja e partícula de ferro atomizado. (a) Formato externo da partícula (SEM); (b) Estrutura interna da partícula (secção transversal) .	19
Figura 3 – Curva de compressibilidade de pós a base de ferro compactados em matriz cilíndrica com diâmetro 25mm (lubrificante utilizado: 0,75% de estearato de zinco).....	20
Figura 4 – Tipos de misturadores; (a) Tipo duplo cone; (b) Tipo Y	21
Figura 5 – Efeito das condições de processo sobre o grau de mistura	22
Figura 6 – Situações que podem ocorrer na compactação uniaxial em matriz rígida	24
Figura 7 – Representação esquemática da compactação isostática	25
Figura 8 – Compactação de (a) ação simples e (b) dupla ação.....	26
Figura 9 – Conceitos de compactação de dupla ação. (a) matriz estacionário e punções móveis. (b) punção inferior estacionário e matriz sobre mola. (c) punção estacionário e matriz com movimento coordenado junto ao punção superior.	27
Figura 10 – Movimentos básicos da compactação uniaxial de dupla ação em matriz rígida.....	28
Figura 11 – Componente do ferramental	29
Figura 12 – Principais mecanismos presentes na sinterização	32
Figura 13 – (a) Modelo de formação de pescoço com 3 esferas; (b) Formação de pescoço visualizado através de MEV	33
Figura 14 – Estágios da sinterização	35
Figura 15 – Efeito da temperatura de sinterização nas propriedades do material sinterizado	39
Figura 16 – Forno contínuo de esteira: suas zonas e perfil de temperatura ...	42
Figura 17 – Propriedades mecânicas de liga Fe Mo _{1,5} Cu _{2,0} C _{0,6} , sinterizada à 1120°C por 30 minutos em H ₂ +N ₂ , com taxa de resfriamento de 1°C/s, 2,5°C/s e 5°C/s	44
Figura 18 – Diagrama ferro-carbono, mostrando as temperaturas recomendadas para tratamentos térmicos e exemplo de curva de resfriamento	

contínuo, mostrando as estruturas finais do componente em função da velocidade de resfriamento	46
Figura 19 – Misturador de amostra tipo “V”	48
Figura 20 – Funil de Hall – medição de densidade aparente: (a) Funil, (b) copo volumétrico, (c) conjunto montado	49
Figura 21 – Corpos de prova com gradiente de função	50
Figura 22 – Prensa de corpos de prova.....	50
Figura 23 – Matriz de corpos de provas e sapata com divisória interna	51
Figura 24 – Especificações dimensionais do corpo de prova retangular	51
Figura 25 – Especificações dimensionais do corpo de prova “gravatinha”	52
Figura 26 – Ferramental e sapata utilizados para a produção dos corpos de prova gravatinhas. (a) Sapata com divisória sobre a cavidade da matriz; (b) Cavidade da matriz e corpo de prova compactado	52
Figura 27 – Equipamento utilizado para a medição da densidade aparente dos corpos de prova compactados	53
Figura 28 – Perfil de temperatura do forno de sinterização	55
Figura 29 – Detalhamento do resfriamento.....	55
Figura 30 - Perfil de temperatura da etapa de alívio de tensão	56
Figura 31 – Dispositivo utilizado para o ensaio de resistência à ruptura transversal e dimensões.....	57
Figura 32 – (a) Máquina universal de ensaios; (b) Dispositivo para ensaio de resistência à ruptura transversal	58
Figura 33 - Máquina universal de ensaios e posicionamento do corpo de prova para o ensaio de tração. (a) Visão geral do equipamento; (b) Garra de fixação com corpo de prova posicionado	59
Figura 34 - Macrodurômetro	60
Figura 35 - Microdurômetro	61
Figura 36 – Comparativo da distribuição granulométrica acumulada do pó de ferro atomizado e do ferro pré-ligado	64
Figura 37 - Seção transversal de um corpo de prova com gradiente de função com densidade de 7,0 g/cm ³ , sem ataque	66
Figura 38 - Seção transversal de um corpo de prova de ferro comercialmente puro com densidade de 6,4 g/cm ³ , atacado com Nital 2%. (a) Exemplo de formação de pescoço; (b) Porosidade com as bordas arredondadas	67

Figura 39 – Corpo de prova com gradiente de função.....	67
Figura 40 – Seção transversal de um corpo de prova com gradiente de função com densidade de 6,7 g/cm ³ atacado com Nital 2%.....	68
Figura 41 - Seção transversal de um corpo de prova de ferro ligado com densidade de 7,0 g/cm ³ atacado com Nital 2%, do lado composto pelo material ligado	69
Figura 42 - Seção transversal de um corpo de prova com gradiente de função com densidade de (a) 6,4, (b) 6,7 e (c) 7,0 g/cm ³ atacado com Nital 2%, do lado composto pelo material ligado.....	70
Figura 43 - Seção transversal de um corpo de prova com gradiente de função com densidade de 6,7 g/cm ³ atacado com Nital 2%	72
Figura 44 – Seção transversal de um corpo de prova com gradiente de função com densidade de 6,4 g/cm ³ atacado com Nital 2%, do lado composto pelo ferro comercialmente puro	73
Figura 45 – Imagem BSE e análise de EDS da interface dos corpos de prova com gradiente de função. (a) 6,4, (b) 7,0 g/cm ³	74
Figura 46 – Partícula de cobre livre observada na análise de EDS - amostra com densidade de 6,4 g/cm ³	75
Figura 47 – Corpo de prova com gradiente de função e as posições referentes aos ensaios de macrodureza e microdureza.....	75
Figura 48 – Resultados dos ensaios de macrodureza - HRA	76
Figura 49 – Resultados dos ensaios de macrodureza - HRF	77
Figura 50 – Resultados dos ensaios de microdureza (HV0,3).....	78
Figura 51 – Região da ruptura do corpo de prova no ensaio de tração	81
Figura 52 - Resultados dos ensaios de resistência à tração em relação ao material	82
Figura 53 – Resultados dos ensaios de resistência à tração em relação à densidade.....	83
Figura 54 - Resultados dos ensaios de resistência à ruptura transversal (TRS) em relação ao material	83
Figura 55 – Resultados dos ensaios de resistência à ruptura transversal (TRS) em relação à densidade	84

Figura 56 – (a) Corpo de prova com gradiente de função após ensaio de resistência à ruptura transversal e (b) região da ruptura após polimento e ataque com Nital 2%.....	85
---	----

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Temperaturas e tempos de sinterização	32
Tabela 2 – Efeito sobre a variação dimensional das adições de cobre e grafite no ferro	38
Tabela 3 – Caracterização dos materiais base	47
Tabela 4 – Composição química em massa das ligas utilizadas para a produção dos corpos de prova	47
Tabela 5 – Resumo dos corpos de prova e identificações de acordo com a densidade hidrostática	54
Tabela 6 – Densidades hidrostáticas dos corpos de prova verdes com gradiente de função.....	63
Tabela 7 - Caracterização das misturas	64
Tabela 8 – Variação dimensional dos corpos de prova após sinterização	65
Tabela 9 – Percentual dos microconstituintes presentes no ferro ligado de acordo com a densidade	71
Tabela 10 – Resultados dos ensaios de microdureza (HV0,3)	77
Tabela 11 – Correlação entre a microdureza e a microestrutura	79

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA	13
2.	OBJETIVO.....	14
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
3.1.	O QUE É A METALURGIA DO PÓ	15
3.2.	MISTURA	18
3.2.1.	TIPOS DE PÓS.....	18
3.3.	COMPACTAÇÃO.....	22
3.3.1.	PRINCÍPIOS DA COMPACTAÇÃO	23
3.3.2.	COMPACTAÇÃO UNIAXIAL EM MATRIZ RÍGIDA	25
3.3.3.	LUBRIFICANTES	29
3.3.3.1.	TIPOS DE LUBRIFICANTES	30
3.4.	SINTERIZAÇÃO	31
3.4.1.	SINTERIZAÇÃO EM FASE LÍQUIDA.....	35
3.4.2.	EFEITO DA SINTERIZAÇÃO NAS CARACTERÍSTICAS DA PEÇA	37
3.4.3.	FORNOS DE SINTERIZAÇÃO	39
3.4.4.	SINTERHARDENNG	42
3.5.	OPERAÇÕES COMPLEMENTARES.....	45
4.	MATERIAIS E MÉTODOS.....	47
4.1.	DIFERENÇA DE DENSIDADE.....	56
4.2.	ENSAIO DE RESISTÊNCIA A RUPTURA TRANSVERSAL (TRS)	56
4.3.	ENSAIO DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO.....	58
4.4.	DUREZA.....	59
4.4.1.	MACRODUREZA (HRA E HRF).....	59
4.4.2.	MICRODUREZA (HV0,3)	60
4.5.	ANÁLISE MICROESTRUTURAL	61
5.	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	63
6.	CONCLUSÕES	86
7.	REFERÊNCIAS.....	87

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

A metalurgia do pó é um processo recente, quando comparado com os outros utilizados no processamento de metais. A sua utilização apresenta amplas vantagens sobre os outros processos como o aproveitamento da matéria-prima acima de 95%, a fabricação de altos volumes de peças com geometria complexa, altas tolerâncias dimensionais e ótimo acabamento superficial entre outras (CREMONEZI, 2009).

Em razão da flexibilidade de obtenção de diferentes composições químicas, formas e do processamento em si, a metalurgia do pó é amplamente utilizada em segmentos como a indústria automobilística, eletrodomésticos, filtros metálicos, materiais de fricção, buchas auto-lubrificantes, etc (CHIAVERINI, 2001).

Ligas especiais, normalmente de maior custo, são utilizadas para obter propriedades mais elevadas, aumentando o custo do projeto. Algumas aplicações podem requerer peças que apresentem alta dureza e resistência em somente alguma região específica. Em peças fundidas essa condição de gradiente de função é obtida por um tratamento térmico localizado como, por exemplo, a têmpera por indução.

Em peças produzidas por metalurgia do pó, podem ser utilizados dois materiais de composições químicas diferentes numa mesma peça, ou com gradiente de função. Um destinado à região que necessita de propriedades específicas e outro, mais barato, para o restante da peça, que não precisa de elevadas propriedades. Além de baratear a peça possibilitaria o tratamento de térmico de endurecimento durante a sinterização da peça, chamado de *sinterhardening*.

2. OBJETIVO

Este trabalho tem por objetivo analisar e discutir o efeito da densidade nas propriedades mecânicas e microestruturais de materiais com gradiente de função compostos por metade de ferro comercialmente puro e a outra metade de um material mais nobre, que contém elementos de liga específicos para tratamento de *sinterhardening*.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. O QUE É A METALURGIA DO PÓ

Metalurgia do Pó (P/M) é uma técnica de fabricação de produtos metálicos (ferrosos ou não ferrosos), que se difere dos outros processos metalúrgicos por utilizar pós metálicos e não-metálicos como matéria-prima. Estes produtos são obtidos por meio da conformação de pós metálicos seguido de tratamento térmico de sinterização, onde o material é submetido a temperaturas abaixo do ponto de fusão ou liquidus sob atmosfera controlada, conferindo-lhe propriedades físicas e mecânicas de acordo com as normas MPIF (Metal Powder Industries Federation), ASTM (American Society for Testing and Materials), SAE (Society of Automotive Engineers), ISO (International Organization for Standardization) e demais relacionadas à P/M.

Apesar dos registros de que a primeira metalurgia foi a do ferro a cerca de 6.000 anos a.C. e que na idade Antiga e Média a sinterização seguida de forjamento tenha sido utilizada para a fabricação de armas e outros artefatos. Na década de trinta a Metalurgia do pó teve um exponencial desenvolvimento através da produção de filamentos de lâmpadas incandescentes (CHIAVERINI, 2001). A partir de estudos e dados disponíveis na atualidade seu futuro é considerado promissor.

Há dois pontos que mostram grandes vantagens na utilização do processo de metalurgia do pó. O primeiro deles é por se tratar de um processo *near net shape*, isto é a obtenção de produtos com grande complexidade geométrica, homogeneidade e precisão dimensional, com a forma definitiva ou muito próxima a ela, o que minimiza ou elimina operações de acabamento, resultando em uma economia de matéria-prima, tempo e energia. Além disso, existem materiais difíceis de serem processados por outros métodos como a fundição, que só podem ser fabricados a partir da consolidação de pós como ligas refratárias (ligas de W e Mo), materiais porosos sinterizados (filtros metálicos e catalisadores) e compósitos particulados como metal duro, pastilhas de freios e embreagens e certos contatos elétricos e filamentos (METALS, 1994).

O processo de metalurgia do pó consiste basicamente nas etapas de obtenção dos pós metálicos, mistura dos componentes para a preparação da matéria-prima, compactação, sinterização e operações complementares (LENEL, 1980), como pode ser visualizado na Figura 1.

Figura 1 – Fluxograma das etapas de produção de componentes produzidos por metalurgia do pó

Fonte: Komata (2016)

Uma das formas de obtenção dos pós é o processo de atomização, o qual apresenta grande importância prática, já que produz pós de custo mais baixo com características adequadas a maioria dos produtos sinterizados. O processo de atomização consiste na fusão do metal na composição química desejada e sua passagem por um orifício. Na saída do orifício, o metal líquido é bombardeado, por um fluido (água, ar ou gás neutro) em alta pressão, dependendo do material que está sendo atomizado e das características desejadas do pó. O filete de metal líquido então se transforma em finas partículas que são resfriadas pela ação do próprio jato. Como resultado, pós com diferentes morfologias e granulometrias são obtidos (LAWLEY, 1992). Geralmente os pós produzidos através da atomização à água apresentam partículas irregulares, enquanto que as partículas dos pós produzidos por atomização a gás apresentam baixa irregularidade, tendendo à geometria esférica. Isso ocorre devido à velocidade de resfriamento. As partículas produzidas à água resfriam mais rapidamente, não havendo tempo suficiente para que elas esferoidizem.

Além da atomização, outros processos podem ser utilizados na obtenção de pós metálicos, como a redução direta do minério de ferro por carbono, eletrólise, redução de carepa, moagem, entre outros (CREMONEZI, 2009).

A etapa de mistura consiste em obter uma homogeneização das diversas matérias-primas que irão compor o material sinterizado, o que inclui pós metálicos, componentes de liga e lubrificantes.

Na etapa de compactação, o pó é prensado no formato desejado com densidade apropriada para manuseio e propriedades finais adequadas. É também a etapa mais crítica de todo o processo de fabricação da peça. O mecanismo de

deformação do pó na compressão inclui 3 componentes: deformação estrutural da massa de pó, deformação elástica e a deformação plástica das partículas (CHIAVERINI, 2001). Outros aspectos serão abordados posteriormente em capítulo específico deste trabalho.

O processo de sinterização pode ser definido como um processo físico, termicamente ativado, fazendo com que um conjunto de partículas de um determinado material, inicialmente em contato, adquira resistência mecânica. Normalmente a temperatura de sinterização é da ordem de $\frac{2}{3}$ a $\frac{3}{4}$ da temperatura de fusão ou liquidus do metal ou da liga considerada. No caso do ferro, por exemplo, a temperatura de sinterização varia de 1000 a 1150°C.

As variáveis mais importantes do processo são:

- Temperatura, pois o grau de ligação entre as partículas aumenta consideravelmente com pequenos aumentos na temperatura;
- Tempo, pois quanto mais longo maior o grau de ligação entre as partículas;
- Atmosfera do forno, já que esta protege o material contra a oxidação, funciona como agente controlador das reações químicas do processo, além de aumentar a transferência de calor alterando desta forma a taxa de aquecimento e resfriamento e uniformizando a temperatura ao longo do forno (CREMONEZI, 2009).

Apesar da P/M ser tratada como um processo “near net shape”, isto é próximo da forma final, algumas aplicações específicas requerem características especiais atingidas somente através de operações posteriores. Dentre estas características podemos citar tolerâncias dimensionais estreitas, alta dureza e/ou resistência mecânica, estanqueidade a gases e líquidos, resistência a corrosão ou simplesmente aparência. Desta forma, as operações posteriores consistem em etapas do processo para que as necessidades do cliente sejam atingidas, como calibragem, usinagem, impregnação, oxidação a vapor ou ferroxidação¹, rebarbação, entre outros (CHIAVERINI, 2001).

¹ Processo no qual uma camada de magnetita (Fe_3O_4), extremamente estável e impermeável, é formada na superfície e no interior dos poros interconectados da peça sinterizada, proporcionando o

3.2. MISTURA

Como descrito anteriormente, a etapa de mistura consiste em homogeneizar os componentes da liga, que depende das características mecânicas finais do produto. Além do pó base e dos elementos de liga, faz-se necessária a adição de lubrificantes, o qual é utilizado para reduzir o atrito entre os componentes do ferramental com a mistura e entre as próprias partículas do pó de ferro durante a compactação (LENEL, 1980).

3.2.1. TIPOS DE PÓS

Diversos métodos podem ser utilizados na obtenção do pó metálicos como atomização, redução, eletrólise, etc. As características dos pós como os formatos das partículas, densidade, distribuição granulométrica, etc, estão intrinsicamente relacionados ao processo de fabricação utilizado (LAWLEY, 1992).

O sucesso na aplicação dos pós metálicos na produção de peças estruturais está ligado às propriedades específicas do pó como densidade e escoabilidade², importantes fatores durante o preenchimento da cavidade da matriz. A compressibilidade do pó afeta a densidade que pode ser obtida no compactado verde e dessa forma as propriedades da peça sinterizada. O valor da recuperação elástica (*spring back*), importante para o cálculo das dimensões da ferramenta de compactação em relação à dimensão final da peça, além da resistência à verde mínima que é necessária para evitar trincas durante a extração das peças após a compactação e para permitir o transporte das peças compactadas da prensa até o forno de sinterização. Todas essas propriedades são afetadas pelo formato da partícula e pela distribuição granulométrica de cada pó (CREMONEZI, 2009).

Os pós de ferro obtidos por redução de óxido, conhecidos como pó de ferro esponja apresentam partículas mais irregulares e porosas, o que pode ser visualizado

² Tempo em que 50g do pó em questão escoam através de um orifício normatizado, definido pela norma MPIF 03 (MPIF, 2010)

na Figura 2, que resultam em alta resistência à verde³ e menor compressibilidade, quando comparados com os pós de ferro atomizados a água (HOGANAS AB, 2004).

Figura 2 – Partícula de ferro esponja e partícula de ferro atomizado. (a) Formato externo da partícula (SEM); (b) Estrutura interna da partícula (secção transversal)

Fonte: Hoganas AB (2004)

A compressibilidade do pó representa o quanto uma massa de pó pode ser densificada através da aplicação de pressão. Entre os fatores que influenciam a compressibilidade do material estão (UPADHYAYA, 2011):

- Formato da partícula - quanto maior a irregularidades, menor sua compressibilidade;
- Porosidade intrínseca da partícula - partículas que possuem poros internos finos, característica presente em maior quantidade em pós reduzidos, durante

³ O nome verde é dado para os componentes produzidos por metalurgia do pó, que são prensados e ainda não foram sinterizados (LENEL, 1980).

a compactação podem reter ar no seu interior, prejudicando a compressibilidade;

- Densidade aparente do pó - pós com maior densidade tendem a apresentar maior compressibilidade;
- Adição de elemento de liga.

Para exemplificar na Figura 3 é mostrada uma curva obtida em laboratório onde diversos compactados foram produzidos em matriz cilíndrica, aplicando-se diferentes pressões de compactação. Os materiais testados foram um pó de ferro atomizado à água e outro reduzido.

Figura 3 – Curva de compressibilidade de pós a base de ferro compactados em matriz cilíndrica com diâmetro 25mm (lubrificante utilizado: 0,75% de estearato de zinco)

Fonte: Hognas AB (2004)

Observa-se que o aumento da densidade reduz com o aumento da pressão, sendo impossível atingir a densidade do ferro puro (7,87 g/cm³). Outro ponto que pode ser considerado é o comportamento dos dois tipos de pós em relação ao aumento da pressão. Pós atomizados apresentam maior compressibilidade, logo necessitam de uma pressão menor para atingir densidades maiores do que pós reduzidos (HOGANAS AB, 2004).

O processo de atomização permite que elementos de liga sejam adicionados ao metal fundido antes da atomização, produzindo desta maneira pós pré-ligados. Devido à adição de elemento de liga, as propriedades mecânicas dos materiais

sinterizados são melhoradas, mas a compressibilidade é normalmente menor se comparada aos pós de ferro puros (HOGANAS AB, 2004).

Além disso, ao pó de ferro puro ou pó de ferro pré-ligado podem ser adicionados elementos de liga em finas partículas que são aderidas pela difusão parcial. Essa técnica evita a segregação dos elementos de liga e melhora a estabilidade dimensional. Boa compressibilidade é mantida pela difusão apenas parcial dos elementos de liga nas partículas de pó de ferro (HOGANAS AB, 2004).

Elementos de liga podem ser adicionados à mistura a fim de conferir propriedades específica, como por exemplo (CREMONEZI, 2009):

- Carbono – adicionado na forma de grafite, dissolve no ferro na sinterização, podendo formar carbonetos, aumentando a resistência e a dureza das peças produzidas.
- Cobre – aumenta a dureza e a resistência. Sua presença influencia diretamente o comportamento dimensional da peça sinterizada.
- Molibdênio – aumenta a temperabilidade da peça.
- Sulfeto de manganês – facilita a usinagem do material.

O equipamento utilizado para a homogeneização dos materiais é o misturador. Os misturadores podem ser tipo duplo cone, “Y”, cônico de dupla hélice, entre outros. Os tipos duplo cone e “Y” podem ser visualizados, respectivamente, na Figura 4.

Figura 4 – Tipos de misturadores; (a) Tipo duplo cone; (b) Tipo Y

Fonte: Komata (2016)

Para efetuar a mistura, define-se um tempo mínimo de processamento de tal forma que a homogeneização ocorra. Além disso, é interessante também definir o tempo máximo para que se evite alteração no comportamento das partículas e segregação das mesmas. Este tempo pode variar de 10 a 30 minutos, dependendo do equipamento que está sendo utilizado.

O volume ocupado no misturador pelo pó define sua eficiência. Quanto maior a quantidade de material a ser homogeneizado, menor seu movimento relativo, maior a dificuldade de homogeneização.

Outra variável a ser considerada nesta etapa é a velocidade de rotação. Rotações menores necessitam de um maior tempo para obter uma mistura adequada, porém rotações muito rápidas impõem forças centrífugas no pó que impedem seu escoamento. Logo a velocidade de rotação ideal é aquela que balanceia as forças centrífugas e gravitacionais. Um exemplo do efeito do volume ocupado e da rotação pode ser visto na Figura 5.

Figura 5 – Efeito das condições de processo sobre o grau de mistura

Fonte: GERMAN, 1989

3.3. COMPACTAÇÃO

A compactação consiste na prensagem do pó no formato desejado, próximas as dimensões finais levando-se em consideração possíveis alterações dimensionais que podem ocorrer durante o processo de sinterização. O compactado deve apresentar densidade a verde adequada para que este apresente resistência mecânica adequada para ser manuseado posteriormente e apresente as propriedades adequadas finais após todo o seu processamento (CHIAVERINI, 2001).

Existem diversos processos de compactação. Os mais conhecidos são compactação uniaxial em matriz rígida, compressão isostática, que pode ser a frio ou a quente, compactação por laminação utilizado na produção de chapas e tiras e extrusão de pós metálicos. Além desses, outros processos como forjamento de pós e processos mistos como “forjamento-sinterização” também são utilizados.

A compactação, na maioria das vezes, é realizada aplicando-se pressão sobre o pó utilizado como matéria prima. Porém há exceções como os filtros produzidos por metalurgia do pó, onde a compactação é realizada sem a aplicação de pressão, apenas com o pó solto em moldes, levados posteriormente à sinterização. Algumas vezes esses moldes podem sofrer vibração, somente para um melhor adensamento do material (CHIAVERINI, 2001).

O processo de compactação uniaxial em matriz rígida é o mais comum e pode ser de ação dupla ou simples.

3.3.1. PRINCÍPIOS DA COMPACTAÇÃO

O comportamento do pó que está sendo compactado divide-se em 3 estágios, considerando os 2 processos de compressão mais comuns: compactação uniaxial em matriz rígida e compressão isostática. São eles:

- 1º estágio: as partículas do pó são rearranjadas de modo a eliminar parcialmente os vazios. Esta formação é similar ao empilhar-se a esmo partículas de pó;
- 2º estágio: este estágio envolve deformação plástica das partículas. A profundidade da deformação plástica depende da ductilidade do pó. Quanto maior a ductilidade do material, mais profunda será a deformação plástica. Porém, além da ductilidade do material outros fatores interferem na profundidade da deformação plástica. Um dos fatores é a compressibilidade do pó. Mesmo em pós que apresentam alta ductilidade, a compressibilidade pode variar muito. Outro fator é a porosidade das partículas. Pós mais porosos, como os pós esponjas, obtidos por redução de óxido, apresentam menor compressibilidade que pós que não são porosos, como os obtidos pelo processo de atomização;
- 3º estágio: devido ao encruamento das partículas nos estágios anteriores, estas tornam-se frágeis, quebram e formam fragmentos menores.

Vale ressaltar que os três estágios descritos anteriormente ocorrem simultaneamente (CHIAVERINI, 2001).

A transmissão de tensão na massa de pó não ocorre de forma uniforme na compactação uniaxial em matriz rígida, devido a fatores como a compressibilidade e o escoamento do pó que está sendo comprimido, que são limitados, e também devido a força de atrito presente entre o material e o ferramental durante o processo de compressão (METALS, 1994). Várias situações podem ocorrer como mostra a Figura 6, que mostra a necessidade de utilizar artifícios no projeto da matriz ou até mesmo da peça.

Figura 6 – Situações que podem ocorrer na compactação uniaxial em matriz rígida

Fonte: Chiaverini (2001)

A parte (a) da figura mostra que no tipo de peça com um braço lateral, a aplicação da força de cima para baixo resulta em uma boa compactação vertical, porém o pó contido no braço lateral apresenta baixa densificação.

As partes (b) e (c) mostram que quando a peça a ser fabricada apresenta 2 níveis, por exemplo, para que a densificação seja uniforme nas 2 regiões, faz-se necessária a utilização de punções individuais para cada nível.

A parte (d) da figura mostra que quando a pressão é aplicada pelo topo e pelo fundo a distribuição da densidade é mais homogênea (CHIAVERINI, 2001).

No caso da compactação isostática, o pó é colocado no interior de um invólucro flexível, o qual é imerso em um fluido. A transmissão da tensão pode não ser totalmente uniforme, mas é mais homogênea do que na compactação uniaxial em matriz rígida (CHIAVERINI, 2001). Este princípio pode ser visualizado na Figura 7.

Figura 7 – Representação esquemática da compactação isostática

Fonte: Chiaverini (2001)

3.3.2. COMPACTAÇÃO UNIAXIAL EM MATRIZ RÍGIDA

O processo de compactação uniaxial em matriz rígida é o mais utilizado em escala industrial. Ele consiste de quatro movimentos básicos: enchimento, compactação, extração e remoção (HOGANAS, 2004).

No enchimento, o pó escoar através de um mangote flexível e com o auxílio da sapata, alimenta o ferramental. Esta alimentação pode ser simplesmente pela ação da gravidade ou por sucção. Apesar de ser uma etapa simples, o enchimento deve ser muito bem controlado, pois é responsável pela estabilidade do processo. Variações no enchimento, que influenciam diretamente na densidade, assim como, segregações podem comprometer o resultado do produto. Variações na densidade provocam, após sinterização, distorção dimensional e variação excessiva de dureza (CREMONEZI, 2009).

A etapa de compactação é a etapa onde o pó é prensado no formato desejado e é a mais crítica do processo. Há diversos tipos de compactação, como a de ação simples, onde somente o punção superior movimentam. Neste caso, há o deslocamento da linha neutra, isto é região da peça que apresenta menor densidade não fica localizada na região central da peça. Por isso, ela é indicada somente para peças muito baixas (CHIAVERINI, 2001).

Na compactação de dupla ação ambos os punções movimentam, havendo a centralização da linha neutra (UPADHYAYA, 2002).

O conceito de compactação ação simples e de dupla ação pode ser visualizado na Figura 8.

Figura 8 – Compactação de (a) ação simples e (b) dupla ação

Fonte: UPADHYAYA (2002)

Na compactação de dupla ação 3 conceitos diferentes podem ser utilizados. O primeiro deles consiste em uma matriz estacionária e os dois punções, inferior e superior movimentam. No segundo caso, também conhecido como matriz flutuante, o punção inferior é estacionário e a matriz está sobre molas que se movimentam devido a força de atrito que ocorre na parede da matriz, proporcionando a aplicação da força pela parte inferior da peça. E o último caso, onde o punção inferior também é estacionário, porém a matriz está coordenada ao movimento do punção superior promovendo o adensamento por baixo da peça que está sendo produzida (HOGANAS AB, 2004). Todos estes conceitos podem ser visualizados na Figura 9.

O conceito da matriz flutuante (b) não é aplicável a peças com geometrias complexas, com regiões de diferentes alturas, pois o movimento da matriz ocorre devido a força de atrito, a qual não é controlável já que depende de diversos fatores como altura de determinada secção, quantidade de lubrificante no pó, temperatura da matriz durante a produção e do acabamento superficial da matriz. Neste caso, onde produtos com diversos níveis precisam ser produzidos, conceitos (a) e (c) ou uma combinação deles são utilizados (HOGANAS AB, 2004).

Figura 9 – Conceitos de compactação de dupla ação. (a) matriz estacionário e punções móveis. (b) punção inferior estacionário e matriz sobre mola. (c) punção estacionário e matriz com movimento coordenado junto ao punção superior.

Fonte: Hoganab AB (2004)

A compressibilidade e a escoabilidade do pó são limitadas, assim como existe uma força de atrito entre o pó e o ferramental durante a compactação. Desta forma, a escolha do tipo de compactação, de acordo com formato da peça é de grande importância para que não haja o deslocamento da linha neutra devido a diferença de adensamento ao longo da peça (CREMONESI, 2009).

Na extração, a peça, já compactada, é extraída do ferramental. Todos os movimentos que ocorrem durante a compactação de dupla ação podem ser visualizados na Figura 10.

Existe uma relação entre a pressão utilizada na compactação e a densificação do pó. Diversos fatores como tipo de pó utilizado (atomizado, difundido ou reduzido) e o tamanho das partículas influenciam na densidade do compactado. Sabe-se que a densificação é maior em pós com partículas maiores e densas. (HOGANAS, 2004).

Figura 10 – Movimentos básicos da compactação uniaxial de dupla ação em matriz rígida

Fonte: CREMONEZI, 2009

O ferramental para a compactação uniaxial é composto por, no mínimo, três componentes: a matriz, o punção superior e o punção inferior. Caso a peça a ser produzida apresente um furo central, um macho é empregado, como pode ser visualizado na Figura 11. Produtos mais complexos estão sendo cada vez mais desenvolvidos. Se a peça apresentar diversos níveis, mais que um punção inferior e/ou superior podem ser utilizados (LENEL, 1980).

Fonte: CREMONEZI, 2009

3.3.3. LUBRIFICANTES

Um aspecto a ser considerado durante a compactação é o atrito interno, isto é aquele existente entre as partículas do pó que está sendo compactado, e o atrito externo, aquele que ocorre entre o compactado e as paredes da ferramenta. Desta forma a adição de lubrificante torna-se muito importante a fim de reduzi-los. Além da diminuição do atrito, a adição de lubrificante facilita a compressão, melhora a distribuição da densidade, aumenta a densificação sem alterar a força de compressão, reduz o desgaste do ferramental e minimiza a carga de extração da peça, evitando a ocorrência de falhas como trincas (HALLHAGEN, s.d.).

Porém o tipo de lubrificante utilizado não só influencia na compressão, mas altera as propriedades da mistura, assim como do compactado verde. A compressibilidade do pó aumenta com a adição do lubrificante já que há a redução do atrito entre as partículas, porém ela diminui com o aumento da quantidade de lubrificante. Isso ocorre porque as partículas de lubrificante ocupam um espaço no compactado e sua densidade é muito menor do que a do metal base que está sendo compactado (RAMSTEDT, 2002).

Além disso, geralmente, a densidade aparente permanece a mesma ou ligeiramente maior com a adição de lubrificante, enquanto que o escoamento

aumenta. Outra propriedade influenciada pelo lubrificante é a resistência à verde, a qual é prejudicada com a adição do mesmo (RAMSTEDT, 2002).

Outro aspecto a ser considerado é o resíduo produzido pelo lubrificante após queima no estágio da sinterização. Lubrificantes a base de zinco podem causar depósitos no interior das primeiras zonas dos fornos de sinterização (RAMSTEDT, 2002).

3.3.3.1. TIPOS DE LUBRIFICANTES

Existe no mercado uma variedade de lubrificantes que podem ser utilizados em misturas para sinterizados. Porém eles podem ser divididos em 3 grupos, nos quais os 2 primeiros consistem de substâncias com um componente principal. No caso dos compósitos, estes são compostos por diferentes substâncias químicas (HALLHAGEN, s.d.).

- *Metal soap* – principal grupo de lubrificantes para pós metálicos, o mais comumente utilizado é o estearato de zinco ($\text{Zn}(\text{C}_{18}\text{H}_{35}\text{O}_2)_2$). Apresenta as vantagens de aumentar a densidade aparente da mistura e apresentar maior compressibilidade quando comparado às amidas, além de possibilitar boas características de escoabilidade da mistura, porém a utilização de *Metal soap* como lubrificante apresenta a desvantagem de depósitos nos fornos de sinterização, pode causar manchas na superfície da peça após sinterização, entre outros.
- Amidas – conhecidas como cera amídica, quer dizer que do ponto de vista químico, ela é composta por uma amida e duas cadeias de ácidos graxos. A cadeia de ácidos graxos mais comum é o ácido esteárico. Suas vantagens são apresentar lubrificação ligeiramente maior que a do estearato de zinco (*metal soap*), logo é possível utilizar quantidades menores nas misturas. Além disso, aumenta a resistência à verde do compactado e sua remoção não causa manchas nas peças sinterizadas. Porém apresenta a desvantagem, quando comparado ao estearato de zinco, de diminuir a densidade aparente, a compressibilidade e o escoamento da mistura, se usado na mesma proporção.
- Lubrificantes compósitos – este grupo representa uma gama de combinações de diferentes substâncias químicas. Seu objetivo é atender

uma demanda especial da indústria que necessita de lubrificantes especiais para aplicações de alta densidade. Neste caso, a utilização pode ser a temperatura ambiente ou em aplicações com aquecimento, dependendo do lubrificante que está sendo utilizado.

Existem diversas vantagens e desvantagens na escolha do lubrificante que é utilizado na preparação da mistura. Lubrificantes do grupo *metal soap* proporcionam melhor escoamento da mistura preparada, assim como maior densidade aparente. Por outro lado, a força de extração necessária na compactação do componente tende a ser maior. As ceras amídicas, por apresentarem partículas menores, formam poros menores no sinterizado. Porém a densidade aparente da mistura produzida é ligeiramente menor e o escoamento um pouco comprometido. Já os lubrificantes compósitos, combinam as propriedades do grupo *metal soap* e ceras amídicas, produzindo pós com alta resistência à verde, boa escoabilidade e alta densidade aparente (M. RAMSTEDT, 2002).

3.4. SINTERIZAÇÃO

Etapa na qual o compactado verde, obtido na etapa de compactação, é aquecido abaixo da temperatura de fusão do material majoritário, sob atmosfera apropriada. Desta forma, devido a difusão atômica que ocorre a fim de reduzir a energia livre superficial, as partículas unem-se umas às outras resultando em um corpo sólido que apresenta as características de densidade, dureza e resistência mecânica desejadas.

Os principais parâmetros de sinterização são (HOGANAS AB, 2004):

- Temperatura e tempo;
- Atmosfera protetora utilizada;
- Morfologia das partículas do pó base utilizado na etapa de mistura;
- Composição química;
- Densidade do compactado.

Algumas temperaturas e tempos de sinterização usuais na metalurgia do pó estão exemplificadas na Tabela 1. Os tempos indicados referem-se aos tempos em que a peça permanece em patamar na temperatura indicado (CREMONEZI, 2009).

Tabela 1 – Temperaturas e tempos de sinterização

Material	Temperatura (°C)	Tempo (min)
Alumínio	595 – 625	10 – 30
Bronze	760 – 860	10 – 20
Latão	840 – 900	10 – 45
Ferro	1000 – 1150	8 – 45
Níquel	1000 – 1150	30 – 45
Aço inox	1090 – 1290	30 – 60
Metal duro	1425 – 1480	20 – 30

A força motriz da sinterização é a redução da energia livre superficial. Para isso, a difusão para que isso ocorra pode acontecer de diferentes formas como pode ser visualizado na Figura 12. As temperaturas maiores utilizadas necessitam de tempos menores para que as partículas se unam entre si e propriedades como resistência mecânica sejam atingidas (CHIAVERINI, 2001). Industrialmente, tempos menores de sinterização normalmente são preferidos, porém com o aumento da temperatura pode ocorrer uma maior necessidade de manutenção nos componentes dos equipamentos, o que seria menos econômico. Desta forma, a melhor condição é aquela em que as peças produzidas apresentam as propriedades necessárias com o menor custo de produção possível.

Figura 12 – Principais mecanismos presentes na sinterização

Fonte: www.cienciadosmateriais.org, 18/06/17

Partículas finas e mais irregulares tendem a sinterizar mais rapidamente que partículas maiores e maciças, pois por serem menores e com maior irregularidade, a superfície específica é maior, logo apresentam maior energia superficial livre. Assim

como misturas que contêm elementos que fundem à temperatura de sinterização, como o cobre que pode estar contido em misturas de ferro, aceleram a sinterização por facilitar a difusão (UPADHYAYA, 2011).

As partículas de pós compactadas com maiores densidades apresentam maiores contatos com as partículas vizinhas, o que também facilita o processo de difusão, e consequentemente a sinterização (HOGANAS, 2004).

O processo de sinterização ocorre em 6 estágios:

- 1) Ligação inicial entre as partículas e formação dos pescoços
- 2) Crescimento dos pescoços
- 3) Redução e fechamento dos canais que interligam os poros
- 4) Arredondamento dos poros
- 5) Densificação através da contração dos poros
- 6) Coalescimento dos poros

A ligação inicial das partículas ocorre logo que o material é aquecido devido a difusão dos átomos formando os pescoços, onde há o contato entre as partículas do material compactado. Logo quanto maior a densidade do compactado, mais eficiente é esta ligação já que existe maior área de contato. Nesta etapa não ocorre nenhuma alteração dimensional, porém já existe um alto grau de coesão devido a formação dos pescoços (CHIAVERINI, 2001). Um exemplo de pescoço pode ser visualizado na Figura 13.

Figura 13 – (a) Modelo de formação de pescoço com 3 esferas; (b) Formação de pescoço visualizado através de MEV

(a)

(b)

Fonte: CHIAVERINI (2001)

No segundo estágio ocorre somente o crescimento dos pescoços e consequentemente o aumento no grau de ligação das partículas, porém ainda não observa nenhuma contração no material.

No terceiro estágio, com o fechamento dos canais que interligam os poros há uma mudança na porosidade do material que está sendo sinterizado. Desta forma, formam-se poros isolados. O fechamento dos canais ocorre por conta do crescimento dos pescoços, mas também pela contração da porosidade.

No estágio quatro, o arredondamento dos poros ocorre de forma natural devido ao crescimento dos pescoços e a movimentação de material da superfície dos poros para a região dos pescoços. Nota-se que com tempos maiores de sinterização em temperatura elevada, os poros podem tornar-se perfeitamente esféricos. Este estágio é de extrema importância considerando a influência da porosidade nas propriedades mecânicas dos materiais sinterizados (CHIAVERINI, 2001).

Considerado o mais importante da sinterização, o estágio da densificação só fica evidenciada pela densificação da massa, quando submetida a tempo suficiente em temperatura. Para sistemas com somente um componente a densificação pode ocorrer somente devido a contração dos poros, porém para sistemas mais complexos, com mais de um componente, pode ocorrer a contração ou a expansão do sinterizado devido a presença de outros fenômenos. Quanto maior a densidade do compactado verde menos significativo se torna este estágio da sinterização (CHIAVERINI, 2001).

O crescimento dos poros ocorre somente após todos os outros estágios. Nele os poros menores e isolados tendem a desaparecer e os poros maiores tendem a crescer, contribuindo para a redução da energia livre do sistema. Desta forma, a porosidade total permanece a mesma, não havendo nenhuma densificação adicional (CHIAVERINI, 2001).

De uma forma simplificada, os estágios da sinterização podem ser visualizados na Figura 14, onde no estágio inicial há a formação dos pescoços, no estágio intermediário, o arredondamento dos poros e no estágio final, o isolamento dos poros (GERMAN, 1989).

O grau de sinterização do material que está sendo sinterizado depende de fatores como o tempo e a temperatura que está sendo utilizada. Como a força motriz da sinterização é a redução da energia livre superficial, pequenos acréscimos na temperatura aumentam significativamente o grau de ligação entre as partículas, assim como o aumento do tempo aumenta a quantidade de material transportado e

consequentemente o grau de ligação. Outro fator é a porosidade do compactado verde. Isso porque quanto maior a densidade do compactado verde, maior o número de contatos entre as partículas. Logo, maior a quantidade de pescoços formados e consequentemente maior o grau de ligação. O tamanho das partículas utilizadas como matéria prima também influencia no grau de ligação. Isso porque quanto menores elas forem, maior a área superficial, portanto maior a área de contato entre as partículas e menor a distância que os átomos deverão percorrer na difusão (CREMONEZI, 2009).

Figura 14 – Estágios da sinterização

Outro fator que está ligado aos parâmetros de sinterização é a atmosfera do forno. Sua função é proteger o material contra a oxidação, porém ela também aumenta a transferência de calor, aumentando ou reduzindo as taxas de aquecimento e resfriamento, pode funcionar como um agente controlador das reações químicas do processo, já que por se tratar de um material poroso, ela permeia ao longo de todo o componente, além de uniformizar a temperatura nas diferentes regiões do forno (CREMONEZI, 2009; LENEL, 1980).

3.4.1. SINTERIZAÇÃO EM FASE LÍQUIDA

A sinterização por fase líquida ocorre quando há um elemento ou fase que apresenta menor ponto de fusão ou temperatura *liquidus* que o componente principal da mistura e funde na temperatura de sinterização. Isto ocorre com a mistura cobre-estanho na formação da liga bronze; quando a fase sólida apresenta solubilidade limitada na fase líquida como ocorre no metal duro (WC-Co) que em determinada temperatura o cobalto funde e uma pequena parcela do W e do C se dissolvem no Co;

e na técnica de infiltração, na qual se força a penetração do Cu no compactado poroso de ferro.

Seu emprego tem por objetivo aumentar o máximo possível a densidade do sinterizado, com exceção do caso de formação de liga como o bronze, exemplificado acima. Porém, como consequência, a técnica pode resultar em estruturas que proporcionam melhores propriedades mecânicas.

Três estágios ocorrem na sinterização por fase líquida (GERMAN, 2009):

- 1) Rearranjo ou fluxo líquido, caracterizado por um grande fluxo de partículas na fase líquida, o que provoca o rearranjo destas partículas pelo efeito da capilaridade exercida sobre o líquido. Neste estágio, o compactado comporta-se como um sólido viscoso, onde a densificação é influenciada pela quantidade de fase líquida presente, pelo tamanho das partículas, já que partículas menores possuem melhor rearranjo, e a solubilidade do sólido no líquido. Da mesma forma, o rearranjo pode ser prejudicado pela alta densidade do compactado ou pela presença de partículas irregulares.
- 2) Dissolução e precipitação ou acomodação, a principal característica desta etapa é o “engrossamento” microestrutural. Ocorre o crescimento dos grãos maiores em função dos menores, devido ao transporte de matéria por difusão, o que contribui para a densificação do material, porém a uma velocidade menor que na primeira fase.
- 3) Coalescência ou ligação de fase sólida, etapa controlada pela sinterização por fase sólida, nesta etapa ocorre a ligação das partículas sólidas, crescimento do pescoço e formação do contorno de grão, já que a fase líquida já foi consumida.

Entre os principais fatores que influenciam a sinterização por fase líquida estão a forma e o tamanho das partículas, que influenciam diretamente nas propriedades do compactado, a temperatura utilizada na etapa de sinterização, que deve ser mínima para que a fase líquida seja formada; o tempo, que junto com a temperatura, otimizam a densificação e minimizam o engrossamento microestrutural; entre outros fatores como a taxa de aquecimento e resfriamento, atmosfera utilizada durante esta etapa, etc (CREMONEZI, 2009).

3.4.2. EFEITO DA SINTERIZAÇÃO NAS CARACTERÍSTICAS DA PEÇA

Os efeitos da sinterização sobre as propriedades do compactado são muito significativos e importantes e precisam ser conhecidos pois, na maioria dos casos, esta é a operação, ou seja, aquela que promove as propriedades definitivas ao material. Estes efeitos podem ser resumidos em modificações dimensionais, na densidade e nas propriedades mecânicas.

- Modificações dimensionais e na densidade: durante a sinterização ocorre a perda de massa do compactado por diversos motivos como a eliminação do lubrificante utilizado na etapa de compactação, à redução de possíveis óxidos presentes e perda de elementos por volatilização. Além disso, é comum ocorrerem modificações dimensionais com relação às dimensões originais do ferramental de compactação (matriz).

Estas modificações dimensionais podem ocorrer por diversos fatores como a contração e eliminação dos poros; reações químicas que ocorrem entre os elementos presentes na liga ou de algum elemento da liga com a atmosfera do forno, como ocorre entre o hidrogênio que pode estar presente na atmosfera de sinterização e o oxigênio presente no compactado, podem levar à expansão; a utilização de determinados tipos de pós de ferro, com uma quantidade apreciável de poros muito pequenos que tendem a contrair mais do que compactados produzidos com pós de ferro sem este tipo de porosidade. Estes últimos tendem até a expandir ligeiramente quando compactados a altas densidades (HOGANAS AB, 2004). Esta é uma das razões que industrialmente, efetua-se a mistura de vários tipos do mesmo pó, atomizados e reduzidos, para assegurar uma variação dimensional desejada.

Outro fator importante que interfere na variação dimensional é o efeito da adição de elementos de liga. Pode-se citar as adições de cobre e grafite ao ferro, que são comumente utilizados em porcentagens controladas para obter estabilidade dimensional. O carbono, que apresenta alta solubilidade no ferro e sua difusão normalmente está completa antes mesmo da fusão do cobre, interfere na difusão deste no ferro, afetando diretamente a variação dimensional (GERMAN, 1996), como pode ser visualizado na Tabela 2 (CHIAVERINI, 2001).

Tabela 2 – Efeito sobre a variação dimensional das adições de cobre e grafite no ferro

Pressão de compactação (MPa)	% Cobre	% grafite	Alteração dimensional (%)
412	2,0	0,0	+0,3
		0,5	0,0
	4,0	0,7	+0,3
		1,2	0,0
		0,0	+1,2
	6,0	0,6	+0,6
		1,0	+0,3
		1,4	0,0
		2,0	-0,3
		1,5	0,0
550	0,0	1,5	0,0
	1,0	0,8	0,0
	6,0	0,5	+0,9
		0,8	+0,6
		1,2	+0,3
		1,7	0,0
687	0,0	0,7	0,0
	9,0	1,6	0,0

Fonte: Chiaverini (2001)

- **Propriedades mecânicas:** diversas variáveis interferem nas propriedades mecânicas do sinterizado, sendo o tempo e a temperatura de sinterização as de maior influência. A temperatura recebe destaque já que pequenas variações nesta variável resultam em um aumento considerável na energia de ligação das partículas com influência direta nas propriedades (HAUSNER, 1973). A Figura 15 mostra o efeito da temperatura nas propriedades do material sinterizado.

Figura 15 – Efeito da temperatura de sinterização nas propriedades do material sinterizado

Fonte: Hausner (1973)

3.4.3. FORNOS DE SINTERIZAÇÃO

As peças sinterizadas são porosas. Portanto possuem maior área superficial em contato com a atmosfera. Além disso, para garantir a perfeita união das partículas do compactado, o processo de sinterização utiliza temperaturas mais elevadas do que as utilizadas na maioria dos tratamentos térmicos. A combinação destas duas variáveis aumenta a reatividade entre a superfície dos pós e a atmosfera utilizada no forno de sinterização, exigindo maiores cuidados no controle da atmosfera utilizada, assim como a estanqueidade do forno (METALS, 1994).

De maneira geral, as funções da atmosfera no processo de sinterização são (METALS, 1994):

- Prevenir a entrada de ar no forno;
- Ajudar a remover e “queimar” o lubrificante utilizado na etapa de compactação;
- Ajudar a uniformizar a transferência de calor por condução e convecção;
- Evitar ou minimizar reações químicas no sinterizado como, por exemplo, a oxidação;

- Reduzir a camada de óxido superficial do material sinterizado, assim como evitar a formação de novos óxidos durante o processo;
- Alterar a composição da liga do compactado por adição ou remoção de elementos como o carbono e o nitrogênio.

A sinterização não pode ocorrer na presença de oxigênio. Desta forma, para evitar a entrada de ar através das aberturas do forno, a atmosfera deve ser mantida a uma pressão suficiente, através do controle das vazões dos gases que estão sendo introduzidos (METALS, 1994).

Existem diversos tipos de atmosferas que podem ser utilizadas, entre elas a composta por uma mistura de nitrogênio com pequena adição de hidrogênio, gás endotérmico (45,1~39,8%N₂, 34,6~38,7%H₂, 19,6~20,7%CO, 0,4~0,6%CO₂, traços de CH₄ e H₂O), vácuo, amônia dissociada (75%H₂ e 25%N₂) entre outras. A escolha do tipo de atmosfera a ser utilizada dependerá do material que está sendo sinterizado no forno, das propriedades requeridas, assim como questões econômicas (CHIAVERINI, 2001). Atualmente, por sua versatilidade, fácil controle, alta pureza, baixo risco de acidente e baixo custo, as atmosferas compostas por nitrogênio com até 10% de hidrogênio estão sendo utilizadas cada vez mais pela indústria.

Os fornos de sinterização podem ser classificados como fornos contínuos, fornos *batch* (por batelada) ou à vácuo (CREMONEZI, 2009). Os fornos contínuos são os mais utilizados devido a sua grande capacidade de carga e boa produtividade. Um forno deste tipo foi utilizado na execução da parte prática deste trabalho, logo eles serão descritos de forma mais detalhada.

Normalmente, os fornos de sinterização contínuos possuem 3 seções distintas: zona de pré-aquecimento, zona de sinterização, zona de resfriamento. Ainda pode existir, como opcional, a zona de resfriamento rápido, localizada logo após a zona de sinterização para a realização do tratamento de *sinterhardening*, que será descrito posteriormente (CREMONESI, 2009).

A primeira das zonas, a zona de pré-aquecimento, tem a função de aquecer a carga gradualmente e queimar o lubrificante que foi utilizado durante a compactação. Por este motivo, esta zona também é conhecida como zona de queima ou remoção de lubrificante. Sua temperatura varia de 650 a 980°C, de acordo com o material que está sendo sinterizado. Além da temperatura, a taxa de aquecimento e o comprimento desta zona são importantes, pois se a remoção do lubrificante não for bem controlada pode provocar bolhas na superfície das peças. Os fornos de sinterização podem

apresentar esta região muflada, facilitando a remoção do lubrificante pela entrada do forno, evitando, desta forma, que este condense em partes internas do equipamento, reduzindo sua vida útil. Para facilitar a remoção do lubrificante, normalmente aumenta-se o ponto de orvalho desta região do forno através da injeção de nitrogênio umidificado, o que resulta em uma atmosfera oxidante (METALS, 1994).

A zona de sinterização, também chamada de câmara quente, é onde as peças atingem o patamar de temperatura máxima e a sinterização ocorre. Seu projeto deve objetivar o atingimento da máxima temperatura o mais rápido possível dos produtos que estão sendo produzidos e a permanência em patamar para permitir uma perfeita aderência das partículas e a completa difusão dos elementos de liga na matriz do material. Esta câmara pode ser aberta, feita de material refratário, ou muflada, que apresenta maiores vantagens sobre a anterior como melhor controle do nível de carbono, ponto de orvalho mais baixo na zona de sinterização e menor consumo de atmosfera (METALS, 1994). A mufla pode ser metálica ou cerâmica. As primeiras são mais estanques mas possuem vida útil menor (de até 2 anos). Já as cerâmicas são mais caras, porém apresentam maior vida útil (cerca de 10 anos). Estas necessitam que a estrutura do forno seja hermética já que são permeáveis devido à natureza do material cerâmico e por serem feitas por secções com encaixe macho-fêmea. Desta forma, há a necessidade de injeção de nitrogênio entre a mufla e a carcaça do forno. Caso isto não ocorra, pode haver o vazamento da atmosfera contida na mufla para esta região, criando assim o risco de explosões (CREMONEZI, 2009).

A zona de resfriamento é onde a microestrutura final da peça é formada e ela pode ser dividida em 3 partes. A zona de resfriamento lento é uma área de transição que evita a geração de tensões no material e garanta um melhor desenvolvimento da sua microestrutura. A segunda zona, chamada de zona de resfriamento rápido, é um sistema opcional que pode ser instalado após a zona de resfriamento lento, de forma que haja a circulação da atmosfera de proteção resfriada, através da utilização de trocadores de calor à base de água. Este sistema oferece vantagens sobre o resfriamento convencional, pois permite o aumento da carga do forno, substancial economia no espaço físico para instalação, além de promover o tratamento de *sinterhardening* em certos materiais, próprios para este fim, reduzindo o custo do processamento. A terceira zona, a zona de resfriamento final, tem a função de resfriar as peças abaixo de seu ponto de oxidação, em atmosfera controlada, antes que estas entrem em contato com o oxigênio (CREMONEZI, 2009).

As zonas dos fornos de sinterização podem ser visualizadas na Figura 16, assim como o perfil de temperatura do forno. A curva com linha pontilhada representa o perfil de temperatura de um forno que não possui a zona de resfriamento rápido, enquanto que a curva contínua representa o perfil de um forno que apresenta esta zona e pode realizar o *sinterhardening* nas peças que estão sendo sinterizadas (CREMONEZI, 2009).

Figura 16 – Forno contínuo de esteira: suas zonas e perfil de temperatura

Fonte: site Grupo Setorial de Metalurgia do Pó (2017)

3.4.4. SINTERHARDENNG

O processo de *sinterhardening* é relativamente recente e consiste na combinação das etapas de sinterização e tratamento térmico, onde as peças são tratadas durante a fase de resfriamento da sinterização pelo aumento da taxa de resfriamento do forno de sinterização, realizado com a instalação de uma câmara de resfriamento térmico para este fim. Desta forma, uma porção significativa do material se transforma em martensita, eliminando a necessidade de um tratamento térmico adicional (ASTM, 2012).

Geralmente é necessária uma etapa posterior de revenimento do material, para alívio de tensões geradas durante o tratamento térmico e desta forma adquirir as propriedades necessárias para sua aplicação (HOGANAS, 2004).

A obtenção das propriedades mecânicas depende da composição do material, da densidade da peça, assim como sua seção transversal, e dos parâmetros do processo de sinterização, além da quantidade de peças que estão posicionadas sobre a esteira, que influencia na taxa de resfriamento (ENGSTRÖM, 2006).

O *sinterhardening* necessita de materiais com alta temperabilidade, a qual é obtida geralmente através da adição de elementos de liga (SCHMIDT, 2004). Para obter uma estrutura homogênea durante o *sinterhardening* em condições normais de sinterização (tempo e temperatura), pós de ligas pré-ligadas são geralmente preferidos ao invés de pós misturados ou pré-difundidos, levando-se em conta a temperabilidade e a compressibilidade do pó. Elementos de liga como molibdênio, níquel, cobre, manganês e cromo aumentam significativamente a temperabilidade. O manganês e o cromo têm seu uso limitado devido a sua forte afinidade com o oxigênio, enquanto que o molibdênio e o níquel, por não apresentarem grandes problemas durante a sinterização, são mais utilizados, mesmo apresentando custo mais elevado (CREMONEZI, 2009).

O ciclo de sinterização está relacionado não somente à taxa de resfriamento, mas também à temperatura de sinterização e ao período em que a peça permanece nesta temperatura. Elevadas taxas de resfriamento, fator importante, podem ser obtidas através do aumento da velocidade da esteira, reduzindo o ciclo de sinterização. Esta técnica eleva a dureza, porém pode comprometer as propriedades mecânicas do componente. Além disso, a quantidade de peças sobre a esteira também influencia na taxa de resfriamento pois quanto maior a quantidade de peças, menor a taxa de resfriamento (ENGSTRÖM, 2006).

A densidade do componente constitui outro fator importante que influencia o *sinterhardening*. O aumento da densidade aumenta a transferência de calor, já que uma porção maior de material está em contato devido a redução da porosidade. Desta forma, a taxa de resfriamento do componente que está sendo tratado pode ser considerada mais efetiva. Este efeito pode ser observado através da análise metalográfica, na qual materiais com menores densidade apresentam uma quantidade menor de martensita e maior de bainita (ENGSTRÖM, 2006).

O ganho nas propriedades mecânicas obtido em uma liga com molibdênio, cobre e carbono, submetida a diversas taxas de resfriamento na operação de *sinterhardening* pode ser visualizado na Figura 17.

Figura 17 – Propriedades mecânicas de liga Fe Mo_{1,5} Cu_{2,0} Co_{0,6}, sinterizada à 1120°C por 30 minutos em H₂+N₂, com taxa de resfriamento de 1°C/s, 2,5°C/s e 5°C/s

Fonte: CREMONEZI, 2009

Existem diversas vantagens do processo de *sinterhardening* quando comparados com o processo de tratamento térmico convencional:

- O processo pode ser realizado no próprio forno de sinterização, eliminando um processo posterior de têmpera
- Permite um melhor controle da microestrutura das peças, otimizando a resistência mecânica e a dureza dos componentes fabricados
- Permite um melhor controle dimensional do lote produzido pois provoca menores distorções dimensionais nas peças
- Não necessita de processos posteriores de lavagem para eliminação de óleo que fica retido na porosidade após tratamento térmico de têmpera à óleo
- Por ser um tratamento sem óleo, é indicado para peças que sofrerão tratamentos superficiais posteriores como zincagem ou aplicação de camadas resinadas, entre outras vantagens (CREMONEZI, 2009).

3.5. OPERAÇÕES COMPLEMENTARES

Algumas aplicações requerem características especiais, que não são atingidas após as etapas de compressão e sinterização, essenciais para o processo. Desta forma, algumas operações podem ser realizadas após a sinterização, conhecidas como operações complementares, para que as exigências dos clientes sejam atendidas.

Algumas operações complementares são:

- **Calibragem:** seus benefícios são o ajuste das características dimensionais da peça que após sinterização pode não atender as tolerâncias exigidas para o produto, necessitando de ajustes; aumento da densidade já que se trata de um material poroso, após calibragem para ajuste do dimensional, o aumento da densidade é consequência desta operação; redução da rugosidade já que ocorre o deformação superficial das partículas em contato com o ferramental; aumento da dureza, resultado do encruamento a frio que ocorre durante a operação, principalmente na superfície, entre outros (CHIAVERINI, 2001).
- **Usinagem:** apesar das peças sinterizadas serem produzidas próximas ao formato final, algumas aplicações exigem que uma etapa de usinagem posterior seja realizada, como para a formação de roscas, furos, canais, perpendiculares à direção de prensagem; tolerâncias extremamente apertadas, que não podem ser atendidas somente com o processo de calibragem; ou peças que exigem um ferramental frágil, caro ou de difícil fabricação, utilizado na etapa de compressão (CHIAVERINI, 2001).

A porosidade intrínseca é um problema quando se fala de usinagem em sinterizados já que esta pode causar vibrações e interrupções, causando um desgaste prematuro do ferramental. Para reduzir este problema, algumas condições são necessárias tais como densidades acima de $6,9 \text{ g/cm}^3$, escolha de uma liga apropriada e até a adição de certos elementos de liga (CREMONEZI, 2009).

- **Tratamentos térmicos:** tratamentos térmicos como a têmpera e o revenimento e tratamentos termoquímicos, como carbonitreção e cementação, podem ser realizados em produtos obtidos através da metalurgia do pó. Porém, a resposta a estes tratamentos pode ser diferente àqueles realizados em aços convencionais devido a presença dos poros, que diminuem a condutividade térmica e, conseqüentemente a temperabilidade. Além disso, pode haver variação de

composição química e microestruturais localizadas (CREMONEZI, 2009). Tanto a temperatura de austenitização, como exemplos de curvas de resfriamento, podem ser visualizados na Figura 18. Assim como no *sinterhardening*, o material tratado termicamente deve passar por revenimento posterior para alívio das tensões geradas durante o processo.

Figura 18 – Diagrama ferro-carbono, mostrando as temperaturas recomendadas para tratamentos térmicos e exemplo de curva de resfriamento contínuo, mostrando as estruturas finais do componente em função da velocidade de resfriamento

Fonte: Hognas AB (2004)

Além das operações citadas acima, outras como rebarbação, oxidação a vapor, soldagem, entre outras podem ser encontradas durante o processamento de peças sinterizadas a fim de atingir as necessidades dos clientes (CHIAVERINI, 2001).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Para a preparação das misturas, foram utilizados os seguintes materiais: pó de cobre, pó de grafite, pó de ferro atomizado e pó de ferro pré-ligado com composição comercial (1,2% de molibdênio e 98,8% de ferro), além de lubrificante sólido para alta densidade (Kenolube). O pó de ferro pré-ligado também foi obtido por atomização, porém o banho continha em sua composição ferro e molibdênio.

A caracterização de cada um dos materiais individuais está contida na Tabela 3.

Tabela 3 – Caracterização dos materiais base							
Material	Densidade aparente (g/cm ³)	Granulometria – micra (%)					
		-250	-150	-106	-75	-45	
		+250	+150	+106	+75	+45	
Pó de cobre atomizado	2,89					7,2	92,8
Pó de ferro atomizado	2,91	0	9,9	17,7	26,0	29,4	17,0
Pó de ferro pré-ligado	2,82	0	17,1	30,2	23,3	17,7	11,7

	Densidade aparente (g/cm ³)	Granulometria (micra)		
		d10	d50	d90
Pó de grafite	0,20	8,27	25,26	62,21

A partir dos materiais base, foram preparadas 2 misturas utilizando-se lubrificante sólido para alta densidade. Os componentes foram pesados, de forma que as misturas finais apresentaram as composições químicas descritas na Tabela 4.

Tabela 4 – Composição química em massa das ligas utilizadas para a produção dos corpos de prova

Mistura 1	Mistura 2
100% Ferro*	Ferro (balanço)
	1,16% Molibdênio
	2,00% Cobre
	0,80% Grafite

*nominal

Para a homogeneização dos materiais, utilizou-se um misturador em “V” para amostras com capacidade de 3 kg por batelada, conforme a Figura 19. A mistura foi homogeneizada por 15 minutos.

Figura 19 – Misturador de amostra tipo “V”

Fonte: Komata (2017)

A caracterização das misturas foi realizada com base nas normas MPIF Standard 04, através da medição da densidade aparente, a qual consiste na medição da massa de material que é possível colocar em um recipiente com volume padronizado através do escoamento deste material por gravidade. Para isso, utilizou-se um Funil de Hall, mostrado na Figura 20. Foram realizadas 5 medições, descartadas a menor e a maior medida e feita a média dos outros valores.

Figura 20 – Funil de Hall – medição de densidade aparente: (a) Funil, (b) copo volumétrico, (c) conjunto montado

$$d_{ap} = \frac{m_{pó}}{V_{rec}}$$

d_{ap} = Densidade aparente (g/cm³);

$m_{pó}$ = Massa de pó contida no copo volumétrico (g);

V_{rec} = Volume interno do copo volumétrico (cm³)

Fonte: norma MPIF 04

Corpos de prova das misturas 1, 2 e também com gradiente de função, isto é compostos metade pela mistura 1 e metade pela mistura 2, que podem ser vistos na Figura 21, foram compactados com densidades de 6,40, 6,70 e 7,00g/cm³ (densidade total).

Figura 21 – Corpos de prova com gradiente de função

Fonte: Komata (2017)

Foram compactados corpos de provas retangulares utilizando-se uma prensa hidráulica e uma ferramenta para confecção de corpos de provas. No caso dos corpos de prova com gradiente de função, utilizou-se uma “sapata” com uma divisória interna a fim de que não houvesse a mistura dos pós base antes destes escoarem para dentro da matriz, de forma que metade do corpo de prova fosse composto pela mistura 1 e a outra metade pela mistura 2 e uma pequena região de interface fosse formada. Tanto a máquina hidráulica como a matriz de corpos de prova podem ser visualizados na Figura 22 e na Figura 23.

Figura 22 – Prensa de corpos de prova

Fonte: Komata (2017)

Figura 23 – Matriz de corpos de provas e sapata com divisória interna

Fonte: Komata (2017)

Os corpos de prova retangulares foram compactados conforme a norma MPIF Standard 41. Desta forma, eles apresentaram $31,7 \pm 0,10$ mm, $12,7 \pm 0,10$ mm e $6,35 \pm 0,25$ mm de comprimento, largura e altura, respectivamente, conforme a Figura 24.

Figura 24 – Especificações dimensionais do corpo de prova retangular

Fonte: norma MPIF 41

Além dos corpos de prova retangulares, foram compactados corpos de prova para ensaio de tração (tipo “gravatinha”), que foram utilizados no ensaio de tração.

Para isso, a prensa utilizada foi uma prensa mecânica de 60 t, uma ferramenta no formato da gravatinha, confeccionada de acordo com a norma MPIF Standard 10, que especifica as dimensões da “gravatinha” conforme Figura 25, e uma sapata especial com divisória interna para que os pós não se misturassem. Todo o ferramental e sapata podem ser visualizados na Figura 26.

Figura 25 – Especificações dimensionais do corpo de prova “gravatinha”

Fonte: norma MPIF 10

Figura 26 – Ferramental e sapata utilizados para a produção dos corpos de prova gravatinhas. (a) Sapata com divisória sobre a cavidade da matriz; (b) Cavidade da matriz e corpo de prova compactado

Fonte: Komata (2017)

Em ambos os casos (corpos de prova retangulares e “gravatinhas”) o enchimento da matriz foi manual. A medição e cálculo da densidade tem como base a norma MPIF Standard 42, que especifica, conforme a Figura 27, os equipamentos

que devem ser utilizados. Utilizou-se uma balança analítica de precisão na qual estava acoplado um prato imerso em água. As massas secas, isto é a massa do corpo de prova, e imersa, aquela medida com o corpo de prova imerso na água, sobre o prato acoplado a balança, foram medidos e pode-se calcular o valor da densidade hidrostática

Figura 27 – Equipamento utilizado para a medição da densidade aparente dos corpos de prova compactados

$$d = \frac{\text{massa seca}}{\text{massa seca} - \text{massa imersa}}$$

d = Densidade;

massa seca = Massa do corpo de prova fora da água;

massa imersa = Massa do corpo de prova imerso em água

Fonte: norma MPIF42

Cada densidade foi obtida medindo-se 5 corpos de prova, descartando-se o menor e o maior valor e calculando a média.

Durante a compressão das amostras, com os parâmetros de pressão do equipamento e massa a ser utilizada definidos, a densidade foi controlada indiretamente através da medição da massa e da altura dos corpos de prova compactados e aqueles que apresentavam valores destas características maiores ou menores, eram descartados. Ao final, uma amostragem foi realizada, utilizando-se o método hidrostático acima para a verificação das densidades totais dos corpos de prova e para garantir as densidades especificadas nos métodos deste trabalho.

Os corpos de prova foram identificados da maneira descrita na Tabela 5, de acordo com as densidades:

Tabela 5 – Resumo dos corpos de prova e identificações de acordo com a densidade hidrostática

Material	Identificação	Densidades (g/cm³)
1. Mistura 1	1.1	6,40±0,01
	1.2	6,70±0,01
	1.3	7,00±0,01
2. Mistura 2	2.1	6,40±0,01
	2.2	6,70±0,01
	2.3	7,00±0,01
3. Corpo de prova com gradiente de função (bimetálico)	3.1	6,40±0,01
	3.2	6,70±0,01
	3.3	7,00±0,01

A sinterização dos corpos de prova ocorreu em forno contínuo, à 1120°C, por 22,5 minutos com taxa de resfriamento de aproximadamente 2,4°C/s, ideal no tratamento de *sinterhardening*. A atmosfera era composta por 90% de nitrogênio e 10% de hidrogênio e apresentava ponto de orvalho de -18°C, o qual foi medido em um medidor de ponto de orvalho analógico. Todos os corpos de prova (retangulares e gravatinhas) foram sinterizados juntos.

Um termopar de arraste tipo K foi passado junto aos corpos de prova a fim de verificar o perfil de temperatura ao longo do forno, assim como a taxa de resfriamento

a qual os corpos de prova foram submetidos, que foi calculada de 800°C à 230°C. O perfil de temperatura pode ser visualizado na Figura 28 e um maior detalhamento do resfriamento na Figura 29.

Fonte: Komata (2017)

Fonte: Komata (2017)

Após sinterizados, os corpos de prova passaram por revenimento, realizado à 190°C, por 1 hora, em forno contínuo. Da mesma forma, o perfil de temperatura foi levantado nesta etapa, conforme Figura 30.

Fonte: Komata (2017)

4.1. DIFERENÇA DE DENSIDADE

Para a verificação da diferença das densidades do lado do corpo de prova composto por ferro puro e do lado composto pelo material ligado, 5 corpos de prova verdes foram cortados na região de transição utilizando-se uma cortadora de fita.

A medição e cálculo da densidade também foi realizada conforme a norma MPIF Standard 42, mesma utilizada na compactação dos corpos de prova descrita anteriormente. 5 corpos de prova foram cortados e pode-se calcular o valor da densidade hidrostática de cada uma das metades. Das 5 medições de cada lado, calculou-se a média, descartando-se o maior e o menor valor.

4.2. ENSAIO DE RESISTÊNCIA A RUPTURA TRANSVERSAL (TRS)

O ensaio de ruptura a transversal foi realizado segundo a norma MPIF Standard 41, utilizando-se uma máquina de ensaios universal de 10 t, calibrada, e dispositivo próprio, referenciado na norma MPIF Standard 15, visualizado na Figura 31.

Figura 31 – Dispositivo utilizado para o ensaio de resistência à ruptura transversal e dimensões.

$$TRS = \frac{3 * P * L}{2 * t^2 * w}$$

TRS = Resistência à Ruptura Transversal (MPa)

P = Carga de ruptura (N)

L = Distância entre os apoios do dispositivo

t = Espessura do corpo de prova (mm)

w = Largura do corpo de prova

Fonte: norma MPIF 15

As condições do ensaio de resistência à ruptura transversal estão mostradas na Figura 32. Para efetuar este ensaio, o corpo de prova retangular foi colocado no

dispositivo, conforme Figura 31, e a máquina foi acionada com velocidade controlada até que o corpo de prova se rompesse. A parada da máquina é automática, com o registro da força máxima aplicada.

Este ensaio foi realizado com os corpos de prova da mistura 1, mistura 2 e os com gradiente de função, nas 3 densidades.

Figura 32 – (a) Máquina universal de ensaios; (b) Dispositivo para ensaio de resistência à ruptura transversal

Fonte: Komata (2017)

4.3. ENSAIO DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO

Para a realização do ensaio de resistência à tração foi utilizada uma máquina universal e o ensaio foi realizado com base na norma MPIF Standard 10. O equipamento, assim como a forma como o corpo de prova foi posicionado para a execução do ensaio, está mostrado na Figura 33. O ensaio foi realizado em 5 corpos de prova de cada material.

Figura 33 - Máquina universal de ensaios e posicionamento do corpo de prova para o ensaio de tração. (a) Visão geral do equipamento; (b) Garra de fixação com corpo de prova posicionado

(a)

(b)

Fonte: Komata (2017)

4.4. DUREZA

4.4.1. MACRODUREZA (HRA E HRF)

Para efetuar este ensaio, os corpos de prova foram lixados, superficialmente, com lixa #400 somente para a remoção de possíveis rebarbas que pudessem influenciar no resultado da medição. O ensaio foi realizado segundo a norma MPIF Standard 51, utilizando-se um macrodurômetro calibrado, conforme Figura 34.

Figura 34 - Macrodurômetro

Fonte: Komata (2017)

O ferro comercialmente puro apresenta menor macrodureza, quando comparado com a liga, além da variação da densidade que influencia nos resultados dos ensaios. Por esta razão, duas escalas diferentes de macrodureza foram utilizadas. A macrodureza no ferro foi medida em HRF, escala suficiente para medir nas 3 densidades, com valores representativos. No caso da liga, a macrodureza foi medida em HRA, indicada para materiais que sofreram tratamento térmico.

A macrodureza foi medida ao longo de 5 corpos de prova de cada material, desde a região composta pela mistura 1 até a extremidade da liga 2, passando pela zona de transição.

4.4.2. MICRODUREZA (HV0,3)

Com os corpos de prova cortados longitudinalmente lixados com lixas 220, 320, 400, 600, 1000, polidos primeiramente com alumina $1\mu\text{m}$ e finalizando com pasta de diamante de $0,3\mu\text{m}$ e atacados, a microdureza HV0,3 foi medida ao longo dos corpos de prova com gradiente de função, desde a região composta pela mistura 1 até a extremidade da mistura 2, passando pela zona de transição. Neste caso, foi possível

associar o comportamento desta propriedade física com as alterações na microestrutura.

Para esta medição, foi utilizado um microdurômetro, calibrado, mostrado na Figura 35.

Figura 35 - Microdurômetro

Fonte: Komata (2017)

4.5. ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Para avaliação microestrutural, os corpos de prova foram cortados longitudinalmente, lixados com lixas 220, 320, 400, 600, 1000 e polidos primeiramente com alumina $1\mu\text{m}$ e finalizando com pasta de diamante de $0,3\mu\text{m}$.

Realizou-se a avaliação dos corpos de prova sem ataque a fim de verificar possíveis diferenças de densidade e a morfologia da porosidade em cada uma das misturas. Em seguida, eles foram atacados com solução de Nital 2% e a microestrutura foi avaliada. Para isso, utilizou-se um Microscópio Ótico Olympus e um microscópio eletrônico de varredura – MEV acoplado a um analisador por energia dispersiva - EDS.

Para a verificação da proporção das fases utilizou-se o método contagem de pontos, no qual consiste em sobrepor uma rede de pontos sobre uma determinada área da microestrutura e contar o número de pontos que coincidem com a fase de interesse. Ao final, divide-se a quantidade de interceptos que foram contados pela quantidade total de pontos presentes na grade (PADILHA, 2000). A grade utilizada continha 150 interceptos e o aumento utilizado foi de 200x. O processo foi realizado 5 vezes, em regiões distintas a fim de que a medida fosse representativa.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

As diferenças de densidade hidrostática foram medidas nos corpos de prova com gradiente de função verdes, os quais foram cortados na zona de transição e avaliados. Além das metades, corpos de prova inteiros também foram avaliados e as densidades estão descritas como “Densidade Total” na tabela. Todos os valores estão mostrados na Tabela 6.

Tabela 6 – Densidades hidrostáticas dos corpos de prova verdes com gradiente de função

Amostras	Densidade Total (g/cm³)	Densidade metade – mistura 1 (g/cm³)	Densidade metade – mistura 2 (g/cm³)
3.1	6,40±0,01	6,46±0,01	6,33±0,01
3.2	6,70±0,01	6,75±0,01	6,65±0,01
3.3	7,00±0,01	7,04±0,01	6,95±0,01

Foi possível verificar que as metades dos corpos de prova compostas pela mistura 1 (ferro comercialmente puro) apresentam maior densidade do que as metades compostas pela mistura 2 (material ligado).

A distribuição granulométrica é um dos fatores que influenciam a compressibilidade do material. O fato da mistura 1, composta pelo pó de ferro atomizado, apresentar um maior percentual de finos, como pode ser visto na Figura 36, contribuiu para a densidade maior do lado composto por este material. O D₅₀ do pó de ferro atomizado era de aproximadamente 50 micra e o do ferro pré-ligado era de aproximadamente de 70 micra, portanto uma diferença de aproximadamente de 20 micra.

Outro fator que explica a diferença de densidade entre os dois materiais é a densidade aparente das misturas. Após caracterização das misturas obtidas, as densidades aparentes encontradas estão mostradas na Tabela 7.

Desta forma, o fato da mistura 1 apresentar maior densidade aparente resulta em uma maior quantidade de material nesta metade do corpo de prova com gradiente de função, isto é o lado composto pela mistura 1 contém mais material que na metade composta pela mistura 2.

Além disso, o fato da mistura 2 conter em sua composição molibdênio como elemento de liga torna suas partículas mais duras que as partículas da mistura 1 composta por ferro comercialmente puro. Desta forma, a diferença de densidade entre as duas metades também é um reflexo da diferença de compressibilidade entre os dois materiais.

Figura 36 – Comparativo da distribuição granulométrica acumulada do pó de ferro atomizado e do ferro pré-ligado

Fonte: Komata (2017)

Tabela 7 - Caracterização das misturas

Material	Densidade aparente (g/cm ³)
Mistura 1	3,26±0,01
Mistura 2	3,17±0,01

Logo, a diferença de densidade entre as metades, como discutido anteriormente, é resultante de diversos fatores como a distribuição granulométrica, a densidade aparente e a composição química dos materiais (UPADHYAYA, 2011).

Após a sinterização foi também possível observar a diferença de densidade entre os materiais. Neste caso, além do exposto anteriormente, o que justifica a maior densidade do lado composto pelo ferro puro é que a mistura 2 contem em sua

composição cobre, que expande na sinterização (CHIAVERINI, 2001), enquanto que o ferro puro contrai (WARZEL, 2013). Isso pode ser conferido na Tabela 8. O mesmo fenômeno foi verificado nos corpos de prova com gradiente de função.

Tabela 8 – Variação dimensional dos corpos de prova após sinterização

	Mistura 1			Mistura 2		
	1.1	1.2	1.3	2.1	2.2	2.3
Variação dimensional (%)	-0,25±0,03	-0,20±0,03	-0,13±0,03	0,36±0,03	0,41±0,03	0,46±0,03

Avaliando-se as variações dimensionais após sinterização dos materiais separadamente, verifica-se que, para uma mesma densidade, a mistura 1, composta pelo ferro comercialmente puro, contraiu, enquanto que a mistura 2, composta pelo material ligado, expandiu, o que vai de encontro as informações CHIAVERINI (2001) e WARZEL (2013).

Avaliando-se a variação dimensional de acordo com a densidade do compactado, no caso da mistura 1, é possível observar que a contração diminuiu com o aumento da densidade, enquanto que na mistura 2, a expansão aumentou.

Um dos fatores que justifica tal comportamento é o *spring back*⁴, o qual é maior a medida que se aumenta a densidade do componente que está sendo produzido. Desta forma, o *spring back* contribui diretamente na variação dimensional. Outro fator que explica esta variação está ligado diretamente ao processo de sinterização. A força motriz da sinterização é a redução da energia superficial (UPADHYAYA, 2011). O compactado com menor densidade apresenta maior quantidade de poros e, consequentemente, maior energia de superfície. Logo, no caso da mistura 1, o compactado de menor densidade contraiu mais do que o com maior densidade. No caso da mistura 2, o compactado com menor densidade expandiu menos que o com

⁴ Entende-se por *spring back* a recuperação elástica que o compactado sofre após ejeção da matriz de compactação. Os principais fatores que influenciam o *spring back* são a densidade do compactado, as propriedades do pó utilizado como matéria-prima, adições de elemento de liga e o tipo de lubrificante utilizado na mistura (HOGANAS AB, 2004).

maior densidade. Vale ressaltar que a expansão é devido a presença do cobre como elemento de liga.

Pela análise metalográfica dos corpos de prova com gradiente de função, foi possível visualizar a linha de transição entre os dois materiais com grande facilidade, já que os corpos de prova são compostos por metade de ferro comercialmente puro e a outra metade por um material ligado, como pode ser visto na Figura 37. O lado direito, região com maior densidade, representa o lado composto por ferro comercialmente puro e o lado esquerdo, composto pelo material ligado, apresenta maior porosidade. Fato este verificado também pelas medições das densidades hidrostáticas e das variações dimensionais apresentadas nas tabelas 6 e 8, respectivamente.

A linha de transição pode ser visualizada de forma similar tanto nos corpos de prova com densidade de $6,4 \text{ g/cm}^3$ e $6,7 \text{ g/cm}^3$.

Figura 37 - Seção transversal de um corpo de prova com gradiente de função com densidade de $7,0 \text{ g/cm}^3$, sem ataque

Fonte: Komata (2017)

A Figura 38 apresenta estrutura ferrítica, onde é possível verificar a formação dos pescoços entre as partículas (a) e a presença de poros com as bordas arredondadas (b). Além disso, observa-se claramente os contornos de grão e de partícula.

Figura 38 - Seção transversal de um corpo de prova de ferro comercialmente puro com densidade de $6,4 \text{ g/cm}^3$, atacado com Nital 2%. (a) Exemplo de formação de pescoço; (b) Porosidade com as bordas arredondadas

Fonte: Komata (2017)

Após ataque metalográfico com Nital 2% do corpo de prova com gradiente de função, visualizado na Figura 39, foi possível verificar claramente a região de transição já que o material ligado (mistura 2) ataca com mais facilidade durante a preparação metalográfica. Fato este também comprovado através da análise microestrutural, que claramente fica visível a mudança do material, observada na Figura 40.

Figura 39 – Corpo de prova com gradiente de função

Figura 40 – Seção transversal de um corpo de prova com gradiente de função com densidade de 6,7 g/cm³ atacado com Nital 2%

Fonte: Komata (2017)

Realizando a análise microestrutural do lado esquerdo, a uma distância maior que aproximadamente 2,0mm, região composta pelo material ligado, pode-se observar a presença predominante de martensita com regiões bainíticas, como pode ser visualizado na Figura 41 e Figura 42.

Figura 41 - Seção transversal de um corpo de prova de ferro ligado com densidade de $7,0 \text{ g/cm}^3$ atacado com Nital 2%, do lado composto pelo material ligado

Fonte: Komata (2017)

A fim de verificar o percentual das fases, foi realizada a contagem de fases por metalografia quantitativa (Figura 42) e os resultados das medições das quantidades das fases e de porosidades estão mostradas na Tabela 9.

Figura 42 - Seção transversal de um corpo de prova com gradiente de função com densidade de (a) 6,4, (b) 6,7 e (c) 7,0 g/cm³ atacado com Nital 2%, do lado composto pelo material ligado

Fonte: Komata (2017)

Martensita

Fonte: Komata (2017)

Fonte: Komata (2017)

Tabela 9 – Percentual dos microconstituintes presentes no ferro ligado de acordo com a densidade

Fases Presentes	Densidade (g/cm ³)		
	6,4	6,7	7,0
Martensita (%)	35±2	54±3	72±5
Bainita (%)	25±3	21±4	14±2
Porosidade (%)	40±7	25±10	14±10

Assim como reportado na literatura, o aumento da densidade aumenta a transferência de calor já que uma porção maior de material está em contato, aumentando a taxa de resfriamento do componente que está sendo tratado. É possível observar numa análise metalográfica uma maior proporção de martensita em materiais com maior densidade (ENGSTRÖM, 2006). Desta forma, os corpos de prova com maiores densidades apresentaram um maior percentual de martensita do que aqueles com menor densidade, os quais apresentaram maior quantidade de bainita.

Ao se aproximar da interface, o material tornou-se bainítico como pode ser visto na Figura 40. Do lado do ferro, logo após a interface, foi possível observar regiões perlíticas (Figura 40 e Figura 43), possivelmente devido a difusão do carbono,

proveniente do lado composto pelo material ligado. Ao afastar-se da interface a microestrutura observada era 100% ferrítica, como pode ser visualizado na Figura 44.

Figura 43 - Seção transversal de um corpo de prova com gradiente de função com densidade de 6,7 g/cm³ atacado com Nital 2%

Fonte: Komata (2017)

Figura 44 – Seção transversal de um corpo de prova com gradiente de função com densidade de $6,4 \text{ g/cm}^3$ atacado com Nital 2%, do lado composto pelo ferro comercialmente puro

Fonte: Komata (2017)

Em todas as densidades foi possível observar a formação de microestrutura semelhante. A única diferença entre elas é a redução da porosidade à medida que a densidade da amostra aumentava.

A partir da análise de EDS também foi possível observar nitidamente a interface e a diferença de composição química de ambos os lados, como pode ser observado na Figura 45.

Figura 45 – Imagem BSE e análise de EDS da interface dos corpos de prova com gradiente de função. (a) 6,4, (b) 7,0 g/cm³

(a)

EDS Spot 1 - Det 1

Element	Weight %	Atomic %
MoL	1.16	0.68
FeK	98.36	98.90
CuK	0.48	0.43

EDS Spot 2 - Det 1

Element	Weight %	Atomic %
SiK	0.02	0.05
FeK	99.98	99.95

(b)

EDS Spot 1 - Det 1

Element	Weight %	Atomic %
SiK	0.00	0.00
FeK	100.00	100.00

EDS Spot 2 - Det 1

Element	Weight %	Atomic %
CuL	1.52	1.34
MoL	1.16	0.68
FeK	97.32	97.98

Fonte: Komata (2017)

Em todas as amostras foi possível observar a presença somente de ferro do lado composto somente por ferro comercialmente puro e a presença de cobre, molibdênio e ferro do lado constituído pelo material ligado. Elementos como silício e manganês são residuais do processo de fusão e o alumínio presente na alumina utilizada na preparação metalográfica. O resultado obtido na amostra com densidade de 6,7g/cm³ foi similar. Vale lembrar que o cobre foi adicionado à mistura, o que justifica a variação do seu percentual.

Além disso, na análise de EDS pode-se verificar a presença de partículas de cobre que não se dissolveram durante o processo de sinterização do lado composto pelo material ligado, permanecendo estas dispersa na matriz. Esse cobre que permaneceu livre pode ser visualizado na Figura 46.

Figura 46 – Partícula de cobre livre observada na análise de EDS - amostra com densidade de 6,4 g/cm³

Fonte: Komata (2017)

A diferença de densidade, assim como a microestrutura apresentadas anteriormente influenciou diretamente tanto na macrodureza como na microdureza do material com gradiente de função.

A macrodureza foi medida ao longo dos corpos de prova, sendo a posição -14 mm a extremidade do corpo de composta pela mistura 2 (material ligado), a posição 0 representa a interface e a posição +14 mm a extremidade composta pela mistura 1 (ferro comercialmente puro), como pode ser visualizado na Figura 47, após ataque com Nital 2%.

Figura 47 – Corpo de prova com gradiente de função e as posições referentes aos ensaios de macrodureza e microdureza

Fonte: Komata (2017)

Os resultados do ensaio de macrodureza HRA estão representados na Figura 48.

Figura 48 – Resultados dos ensaios de macrodureza - HRA

Fonte: Komata (2017)

A Figura 49 apresenta os resultados dos ensaios de macrodureza na extremidade composta por ferro comercialmente puro, a qual apresentou valor nulo quando medida na escala HRA. Desta forma pode-se verificar a influência da densidade aparente na macrodureza neste material.

Como pode ser observado, os corpos de prova com maior densidade apresentam maiores durezas, independente da escala utilizada - HRA e HRF, fato este também verificado na literatura (CHAGNON,1998). Além disso, as extremidades compostas pelo material ligado apresentam maiores durezas, assim como as extremidades compostas pelo ferro puro apresentam os menores valores.

Pode-se observar que o comportamento da dureza foi semelhante em todas as densidades. O lado do corpo de prova composto pelo material ligado, a aproximadamente 2 mm da zona de transição ocorre uma ligeira redução da dureza, tornando-se mais acentuada a cerca de 1,5 mm de distância desta região. Ao observar o lado do corpo de prova composto pelo ferro puro, o mesmo comportamento ocorre, porém a aproximadamente 1 mm de distância a dureza apresentada é praticamente a mesma que a da extremidade. Esses gradientes de dureza ocorrem devido a uma possível difusão dos elementos de liga de um material para o outro, principalmente ou unicamente devido ao carbono.

Figura 49 – Resultados dos ensaios de macrodureza - HRF

Fonte: Komata (2017)

A macrodureza é maior do lado composto pelo material ligado devido à presença dos elementos de liga, que possibilitam, após tratamento térmico de *sinterhardening*, a formação de uma microestrutura majoritariamente martensítica, observada nas análises microestruturais realizadas anteriormente (ENGSTRÖM, 2006).

Esta diferença microestrutural presente ao longo da amostra com gradiente de função também influencia diretamente os resultados da microdureza, mostrados na Tabela 10. Como pode ser observado na Figura 50, o perfil observado desta propriedades foi semelhante a macrodureza.

Tabela 10 – Resultados dos ensaios de microdureza (HV0,3)

Posição (mm)	-14	-2	-1,5	-1	-0,5	0,5	1	1,5	14
6,4 g/cm³	691±19	679±41	606±23	544±31	361±34	145±24	110±14	80±14	80±14
6,7 g/cm³	686±33	670±34	603±38	538±34	358±32	147±12	105±8	76±10	76±10
7,0 g/cm³	692±33	683±33	605±24	537±32	352±27	171±13	113±23	74±11	74±11

Figura 50 – Resultados dos ensaios de microdureza (HV0,3)

Fonte: Komata (2017)

Pode-se observar que, após a interface para o lado do ferro, a microdureza diminui até a aproximadamente 1mm, enquanto que no lado do material ligado ela aumenta até a aproximadamente 1,5mm. Assim como na macrodureza, esses gradientes ocorrem devido a uma possível difusão do carbono de um material para o outro.

Como pode ser observado no gráfico, a microdureza é influenciada diretamente pela microestrutura do material, sendo pouco sensível à variação da densidade das amostras. No caso do material ligado, foi possível observar valores de microdureza típicos da martensita com a composição química utilizada de 2% de cobre e 0,8% de carbono, que varia de 600 a 800 HV0,3 (HOGANAS AB, 2004).

Na Tabela 11 é possível observar este gradiente de microdureza através das microestruturas.

Tabela 11 – Correlação entre a microdureza e a microestrutura

Região	Ponto do gráfico	Microestrutura observada
Borda do lado composto pelo material ligado	1
Interface	2

Região	Ponto do gráfico	Microestrutura observada
Borda do lado composto pelo ferro	3

Fonte: Komata (2017)

A resistência mecânica do material em questão foi avaliada através dos ensaios de resistência à tração e resistência à ruptura transversal (TRS).

A ruptura no ensaio de tração nos corpos de prova com gradiente de função ocorreu sempre do lado do ferro comercialmente puro, imediatamente após a linha de difusão dos elementos do lado ligado, material com menor resistência. Isso pode ser comprovado através da avaliação do corpo de prova tipo “gravatinha” após ruptura, mostrado na Figura 51.

Após polimento e ataque com Nital 2% da metade composta pela mistura 2 do corpo de prova rompido, foi possível comprovar que a ruptura ocorreu do lado do material de menor resistência, isto é, no ferro comercialmente puro. Além disso, a ruptura ocorreu a aproximadamente 1,6mm de distância da zona de transição, região onde o ferro atinge o teor de carbono original, ou seja, o mais baixo do corpo de prova, o que confirma as informações obtidas nos ensaios de macrodureza e microdureza. Também é possível observar o aumento da porosidade na região da ruptura devido a deformação que ocorreu durante o ensaio.

Figura 51 – Região da ruptura do corpo de prova no ensaio de tração

Fonte: Komata (2017)

Logo, comparando-se os corpos de prova compostos pelos diferentes materiais e o com gradiente de função (bimetálico), observou-se que os corpos de prova compostos por ferro puro apresentaram os menores valores de resistência à tração, os compostos pelo material ligado apresentaram os maiores valores e os com gradiente de função (bimetálicos) são similares aos valores do ferro comercialmente puro, como pode ser observado na Figura 52.

Figura 52 - Resultados dos ensaios de resistência à tração em relação ao material

Fonte: Komata (2017)

Avaliando-se a resistência à tração em relação à variação da densidade dos corpos de prova para o mesmo material, os de maior densidade apresentaram maior resistência à tração que os de menor densidade por apresentarem menor porosidade e consequentemente uma maior porção de material em contato, como pode ser observado na Figura 53.

Comportamento similar ao observado na resistência à tração ocorreu nos ensaios de resistência à ruptura transversal (TRS).

A Figura 54 referente à TRS, avaliando-se os corpos de prova pelo material, verifica-se que os corpos de prova de ferro puro apresentam menor resistência à ruptura transversal do que os corpos de prova compostos pelo material ligado. Além disso, quando avaliada a resistência dos corpos de prova com gradiente de função (bimetálico), percebe-se que os valores encontrados são similares aos dos corpos de prova de ferro comercialmente puro.

Figura 53 – Resultados dos ensaios de resistência à tração em relação à densidade

Fonte: Komata (2017)

Figura 54 - Resultados dos ensaios de resistência à ruptura transversal (TRS) em relação ao material

Fonte: Komata (2017)

Avaliando os resultados da TRS de acordo com a variação da densidade dos corpos de prova, conforme Figura 55, pode-se observar que eles apresentam o

mesmo comportamento. Isto é, com o aumento da densidade há um aumento da resistência, independente do material, já que a quantidade de poros é menor e consequentemente a resistência é maior, pois existe uma maior proporção de material em contato. Isto é, o corpo de prova de ferro comercialmente puro com densidade de $7,0 \text{ g/cm}^3$ apresenta maior resistência à ruptura transversal que o corpo de prova de $6,7 \text{ g/cm}^3$, que por sua vez, se mostra mais resistente que o corpo de prova de $6,4 \text{ g/cm}^3$. O mesmo ocorre com os corpos de prova compostos pelo material ligado e com gradiente de função (bimetálico).

Figura 55 – Resultados dos ensaios de resistência à ruptura transversal (TRS) em relação à densidade

Fonte: Komata (2017)

Na Figura 56 - (a) pode-se observar a ruptura do corpo de prova com gradiente de função após o ensaio de resistência à ruptura transversal e na Figura 56 – (b) a região da ruptura após polimento e ataque com Nital 2%. Assim como na tração, é possível verificar que a ruptura ocorreu no material de menor resistência, composto pelo ferro comercialmente puro, região mais clara da micrografia. Todos os corpos de prova com gradiente de função romperam da mesma maneira, independente da densidade.

Figura 56 – (a) Corpo de prova com gradiente de função após ensaio de resistência à ruptura transversal e (b) região da ruptura após polimento e ataque com Nital 2%

Fonte: Komata (2017)

6. CONCLUSÕES

De acordo com o que foi discutido neste trabalho, pode-se concluir que o aumento da densidade aprimora as propriedades avaliadas. Logo, é possível a utilização de um material com gradiente de função a fim de reduzir o custo de produção para aplicações específicas. Além disso, com um acréscimo de 10% na densidade é possível obter o dobro de martensita no material tratado.

Vale ressaltar que alguns cuidados devem ser tomados, como a localização da zona de transição entre os dois materiais, já que esta apresenta resistência mecânica similar ao material menos nobre, assim como a densidade a ser utilizada. Além disso, durante o projeto do componente, a diferença entre as variações dimensionais dos materiais deve ser levada em consideração para que as especificações do produto sejam atendidas.

Algumas alternativas podem ser utilizadas para aumentar a resistência mecânica do material menos nobre como a substituição do ferro comercialmente puro por uma liga que contenha em sua composição elementos de liga como cobre e o carbono. Essa ação aumenta o custo, porém ainda assim é inferior que a utilização do material ligado, caso seja necessário. Também é possível a compressão do componente em densidades maiores, respeitando-se o limite do ferramental. Neste caso, a compressibilidade do material limitará seu adensamento de forma que o ferramental sofrerá grande esforço. Desta forma, é necessário avaliar se o ganho nas propriedades com o aumento da densidade é realmente necessário ou se é possível a utilização de densidades menores, materiais alternativos ou o deslocamento da zona de transição.

7. REFERÊNCIAS

ASM Metal Handbook. **Metals Handbook: Powder Metallurgy**. Materials Park OH: ASM International, 1994. Vol. 7

ASTM STANDARDS. Standard Terminology of Powder Metallurgy. West Conshohocken, ASTM International, 2012.

CHAGNON, F.; TRUDEL, Y. Effect of density on mechanical properties of sinterhardened P/M materials. **ADVANCES in Powder Metallurgy & Particulate Materials**, v. 3, n. 12, p. 119, 1998.

CHIAVERINI, V. **Metalurgia do Pó**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia do Pó, 2001.

CREMONEZI, A. et al (Ed.). **A metalurgia do pó: alternativa econômica com menor impacto ambiental**. São Paulo: Metallum Eventos Técnicos, 2009.

DAVIES, J. V. **Compaction Pressure-Density Relationships in Iron-Based P/M Compacts**. Compaction and Other Consolidation Processes - Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials, 1992.

ENGSTROM, U. **Evaluation of sinter hardening of different PM materials**. New York: presented in PM2TEC, 2000.

ENGSTROM, U. et al. **Evaluating the Effects of Mass and Density on the Sinterhardening Response of Different PM Steels**. San Diego: PowderMet., 2006.

GERMAN, R. M. **Liquid phase sintering**. New York: Springer US, 1985.

GERMAN, R. M. **Particle Packing Characteristics**. New Jersey: Metal Powder Industries Federation, 1989.

GERMAN, R. M. **Powder Metallurgy Science 2nd ed**. New Jersey: Metal Powder Industries Federation, 1989.

GERMAN, R. M. **Sintering Theory and Practice**. New York: John Wiley & Sons, 1996.

GOMES, U. U. **Tenologia dos pós - Fundamentos e aplicações**. Natal: UFRN, 1995.

HALLHAGEN, K.; THORNBLAD, O.; STORSTRM, H. **The Influence of Lubricants in Powder Compaction**. Sweden: Hoganas, s.d.

HAUSNER, H. H. **Handbook of Powder Metallurgy**. New York: Chemical Publisher Co. Inc, 1973.

HOGANAS AB. **Handbook for Sintered Components: Material and Powder Properties**. Sweden: Hoganas, 2004. Vol 1.

HOGANAS AB. **Handbook for Sintered Components: Production of Sintered Components**. Sweden: Hoganas, 2004. Vol 2.

HOGANAS AB. **Handbook for Sintered Components: Design and Mechanical Properties**. Sweden: Hoganas, 2004. Vol 3.

JAMES, W.B.; WEST, G.T. **Ferrous Powder Metallurgy Materials: The Effect of Sintering Temperature**. ASM Handbook, 1998: Vol. 7, pág 761-762.

KLAR, E.; SAMAL, P.K. **Powder Metallurgy Stainless Steels: Processing, Microstructures, and Properties**. Materials Park OH: ASM International, 2007.

LARSSON, M.; RAMSTEDT, M. **Lubricants for compaction of P/M components**. s.d.

LENEL, F. V. **Powder Metallurgy: Principles and applications**. New Jersey: Metal Powder Industries Federation, 1980.

LAWLEI, A. **Atomization: The production of metal powder**. New Jersey: Metal Powder Industries Federation, 1992.

Materials Standards for PM Structural Parts, New Jersey: Metal Powder Industries Federation.

Metals Handbook, Vol. 7. USA: ASM, 1994.

MILLIGAN, D. et al. **Dimensional Change Comparison of Materials with Different Microstructures**. In: PM2008 World Congress, 2008, Washington, USA.

PADILHA, A.F. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades**. Curitiba: Hemus livraria, distribuidora e editora S.A., 2000.

Ramstedt, M. et al. **Powder Mixes With High Green Strength Make Green Machining Possible**. Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials, 2002: Vol. 12, pág 151 - 162.

RUTZ, H. G.; GRAHAM, A. H.; DAVALA, A. B. **Sinter-hardening P/M Steels**. Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials, 1997.

SCHMIDT, M. et al., **Effect of Sintering Time and Cooling Rate on Sinter Hardenable Materials**. In: PM2TEC 2004 World Congress On Powder Metallurgy & Particulate Materials, 2004, Chicago, USA **Standard Test Methods for Metal Powders and Powder Metallurgy Products**. Princeton: Metal Powder Industries Federation, 1999.

Standard Test Methods for Metal Powders and Powder Metallurgy Products. Princeton: Metal Powder Industries Federation, 1999.

TRUDEL, F. C. **Effect of Density on Mechanical Properties of Sinter Hardened P/M Materials**. Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials, 1998.

UPADHYAYA, A. ;UPADHYAYA, G.S. **Powder Metallurgy - Science, Technology and Materials**. India: Universities Press, 2011.

UPADHYAYA, G.S. **Powder Metallurgy Technology**. England: Cambridge International Science Publishing, 2002.

WARZEL R.T.; NEILAN A. **Effect of composition and processing on the precision of sinterhardening powder metal (PM) steel**. Hollsopple, Pensilvânia, North American Hoganas Inc., apresentado em PowderMet 2013.