

Universidade Federal de Santa Catarina
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

**ESTUDO DA UNIÃO DE COMPONENTES DE LIGAS
FERROSAS POR SINTERIZAÇÃO**

Alysson Luís Boicko

Florianópolis, abril de 2011.

Universidade Federal de Santa Catarina
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

**ESTUDO DA UNIÃO DE COMPONENTES DE LIGAS
FERROSAS POR SINTERIZAÇÃO**

Dissertação apresentada
ao Programa de Pós-
Graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais,
do Centro de Ciências
Tecnológicas da
Universidade Federal de
Santa Catarina, para a
obtenção do grau de
Mestre em Ciência e
Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Aloísio
Nelmo Klein, Dr. Ing.

Alysson Luís Boicko

Florianópolis, abril de 2011.

Catálogo na fonte pela Biblioteca Universitária
da
Universidade Federal de Santa Catarina

B678e Boicko, Alysson Luís
Estudo da união de componentes de ligas ferrosas por
sinterização [dissertação] / Alysson Luis Boicko ; orientador,
Aloísio Nelmo Klein. - Florianópolis, SC, 2011.
63 p.: il., grafs., tabs.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa
Catarina, Centro Tecnológico. Programa de Pós-Graduação em
Ciência e Engenharia de Materiais.

Inclui referências

1. Engenharia de materiais. 2. Sinterização. 3. Metalurgia
do pó. I. Klein, Aloísio Nelmo. II. Universidade Federal de
Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais. III. Título.

CDU 620.1

ESTUDO DA UNIÃO DE COMPONENTES DE LIGAS FERROSAS POR SINTERIZAÇÃO

Alysson Luís Boicko

Esta Dissertação foi julgada para a obtenção do Título de Mestre,
Área de Concentração Metais
e aprovada em sua forma final pelo Programa
de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

Prof. Dr. Aloísio Nelmo Klein
Orientador (EMC/UFSC)

Prof. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira
Coordenador - PGMAT

Banca examinadora:

Prof. Dr. Augusto José de
Almeida Buschinelli
(EMC/UFSC)

Prof. Dr. José Daniel Biasoli de
Mello
Membro externo (UFU)

Prof. Dr. Henrique Cezar Pavanati
Membro externo (IFSC)

Florianópolis, abril de 2011.

A minha família.

AGRADECIMENTOS

À Deus, por criar as oportunidades, que nem sempre compreendi, mas guiaram meu caminho para chegar até aqui.

À Universidade Federal de Santa Catarina, na pessoa de seus colaboradores, que direta ou indiretamente contribuíram para o aprendizado e desenvolvimento do acadêmico.

Ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, coordenadores, professores e colaboradores.

A Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES), pelo apoio financeiro da bolsa de mestrado.

Ao orientador deste trabalho, Professor Aloísio Nelmo Klein, pelo carinho, paciência e por toda sua disposição em ensinar, sem a qual não seria possível a conclusão deste trabalho.

Ao Professor Antonio Eduardo Martinelli, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, coordenador geral do projeto qual esse trabalho faz parte, pela obtenção de recursos financeiros.

Ao Professor Augusto José de Almeida Buschinelli por ceder dispositivos para a realização deste trabalho.

Ao Laboratório de Materiais (Labmat), por fornecer a estrutura necessária à realização desse trabalho.

À empresa Implastec pela disponibilização da pasta de cobre para realização dos trabalhos.

Aos amigos do Labmat: Daniel, Danielle, Euclides, Fábio, Irene, Keila, Luiz, Nilda e Tatiana pela convivência, amizade e constante troca de informações visando sempre o aprendizado comum.

Às pessoas queridas que conheci, na UFSC, durante a realização desse trabalho: Cyro, Elisangela, Graziela, Jaime e Priscila .

À todos aqueles que contribuíram diretamente ou indiretamente para a realização deste trabalho.

“Tudo tem seu tempo e até certas manifestações mais vigorosas e originais entram em voga ou saem de moda. Mas a sabedoria tem uma vantagem: é eterna.”

Baltasar Gracián

RESUMO

Determinados componentes mecânicos possuem uma alta complexidade geométrica, necessitando serem produzidas em diversas etapas e em partes separadas. Para a junção dessas partes existem diversos processos de união que garantem uma boa integração, por exemplo, a união por sinterização também conhecida como *sinterbonding*. Este trabalho experimental teve por objetivo estudar a união de dois componentes de ligas ferrosas, em particular a influência dos parâmetros de sinterização nas características da interface de junção e na resistência mecânica do componente unido. Foram estudadas quatro composições diferentes de uma mistura de pó de ferro e cobre (Fe puro, Fe+2%Cu, Fe+4%Cu e Fe+6%Cu), obtidos corpos de prova cilíndricos por compactação a 500 MPa, e sinterizados com diferentes tempos e temperaturas (1120 °C: 30 e 60 min; 1150°: 30 e 60 min) sob ação de uma carga (0,1 MPa). Parte das amostras foram sinterizadas com um filme de cobre aplicado na interface a ser unida por sinterização. Por meio da análise da interface de junção e ensaios de flexão foi possível observar que as amostras sinterizadas em maiores tempos, temperaturas e teor de cobre apresentaram uma interface de junção mais homogênea e uma resistência mecânica mais alta. Foi também observado a ocorrência de união sem a adição de filme de cobre na interface quando as misturas de pós apresentarem quantidades superiores a 4% de cobre em peso na composição química, devido à formação de fase líquida transiente durante a sinterização.

Palavras-chave: união via sinterização, metalurgia do pó ferrosa, sinterização, fase líquida transiente.

ABSTRACT

Some components have a high geometric complexity, needing to be produced in several steps and in separate parts. To join these parts there are several joining processes that ensure a successful integration, for example, by sinterbonding. This work aimed to study the bonding of two components of ferrous alloys, the influence of sintering parameters on the characteristics of the joint interface and mechanical properties of the sinterbonded component. It was studied four different compositions of a mixture of iron and copper (Pure Fe, Fe +2%Cu, Fe+4%Cu and Fe+6%Cu), cylindrical specimens obtained by compacting at 500 MPa and sintered with different times and temperatures (1120 °C: 30 and 60 min; 1150 °C: 30 and 60 min) under the action of a load (0.1 MPa). Part of the samples were sintered with a copper film applied in the interface of joint. By the analysis of the joint interface and bending tests was observed that samples sintered at higher temperatures, time and concentration of copper showed a more homogeneous joint interface and a higher mechanical strength. It was also noted that joints are formed without the addition of copper film on the interface when the powder mixtures have quantities higher than 4% of copper, by weight, in their chemical composition, due to formation of transient liquid phase during sintering.

Key-words: ferrous powder metallurgy, sinterbonding, liquid phase sintering.

ÍNDICE DE FIGURAS E TABELAS

<i>Figura 3.1 - Representação esquemática da seqüência de operações normalmente utilizada na fabricação de um componente a partir da metalurgia do pó</i>	4
<i>Figura 3.2 - Segmentação do mercado mundial da indústria de metalurgia do pó</i>	4
<i>Figura 3.3 - Os três estágios da sinterização: (a) formação dos contatos (estágio inicial); (b) continuidade de matéria (estágio intermediário); (c) coalescimento e arredondamento de poros (estágio final)</i>	8
<i>Figura 3.4 - Representação esquemática de sinterização com fase líquida transiente</i>	12
<i>Figura 3.5 - Diagrama de fases Fe-Cu</i>	13
<i>Figura 3.6 - Evolução da zona interfacial no decorrer do processamento de uniões por fase líquida transiente. a) camada intermediária inserida entre os materiais de base; b) fusão da camada intermediária; c) solidificação isotérmica do líquido formado na interface; d) homogeneização da composição química e da microestrutura entre a interface e os materiais de base</i>	16
<i>Figura 3.7 - Esquema representativo do modelo proposto para o estabelecimento de uniões por fase líquida transiente aplicado a um sistema binário, simples e ideal, o material de base consiste numa solução sólida (AB) e a camada intermediária tem uma composição próxima da do eutético A-B)</i>	18
<i>Figura 4.1 - Dispositivo para lixamento</i>	23
<i>Figura 4.2 – Camada intermediária de cobre aplicada às amostras</i>	23
<i>Figura 4.3 – Dispositivo de união por sinterização</i>	23
<i>Figura 4.4 - Ciclos de união por sinterização</i>	25
<i>Figura 4.5 – Desenho esquemático do dispositivo de flexão em 3 pontos</i> ..	27
<i>Figura 5.1 - Morfologia das partículas de ferro</i>	29
<i>Figura 5.2 - Morfologia das partículas de cobre</i>	29
<i>Figura 5.3 – Morfologia das partículas de ferro misturado ao cobre (Fe-6%Cu)</i>	29
<i>Figura 5.4 - Espessura do filme de cobre aplicado sobre a superfície cilíndrica</i>	31
<i>Figura 5.5 – Micrografia óptica de amostra Fe-6%Cu sinterizada sem camada intermediária e sem pressão de contato</i>	32
<i>Figura 5.6 – Vista geral dos componentes obtidos por união por sinterização</i>	35

<i>Figura 5.7 – Interface de junção da amostra Fe-4%Cu sinterizada a 1120 °C por 30 min: (a) extremidade (b) núcleo.</i>	36
<i>Figura 5.8 – Interface de junção da amostra Fe-4%Cu sinterizada a 1120 °C por 60 min: (a) extremidade (b) núcleo.</i>	37
<i>Figura 5.9 – Interface de junção da amostra Fe-4%Cu sinterizada a 1150 °C por 30 min: (a) extremidade (b) núcleo.</i>	37
<i>Figura 5.10 – Interface de junção da amostra Fe-4%Cu sinterizada a 1150 °C por 60 min: (a) extremidade (b) núcleo.</i>	37
<i>Figura 5.11 – Interface de junção da amostra Fe-6%Cu sinterizada a 1120 °C por 30 min: (a) extremidade (b) núcleo.</i>	38
<i>Figura 5.12 – Interface de junção da amostra Fe-6%Cu sinterizada a 1120 °C por 60 min: (a) extremidade (b) núcleo.</i>	38
<i>Figura 5.13 – Interface de junção da amostra Fe-6%Cu sinterizada a 1150 °C por 30 min: (a) extremidade (b) núcleo.</i>	39
<i>Figura 5.14 – Interface de junção da amostra Fe-6%Cu sinterizada a 1150 °C por 60 min: (a) extremidade (b) núcleo.</i>	39
<i>Figura 5.15 – Resistência à flexão das amostras sinterizadas a 1120°C. ..</i>	41
<i>Figura 5.16 – Resistência à flexão das amostras sinterizadas a 1150°C. ..</i>	41
<i>Figura 5.17 – Superfícies de fratura das amostras Fe-4% Cu unidas por sinterização: (a) 1120 °C - 30 min (b) 1120 °C - 60 min (c) 1150 °C - 30 min (d) 1150 °C - 60 min.</i>	42
<i>Figura 5.18 – Superfícies de fratura das amostras Fe-6% Cu unidas por sinterização: (a) 1120 °C - 30 min (b) 1120 °C - 60 min (c) 1150 °C - 30 min (d) 1150 °C - 60 min.</i>	43
<i>Tabela 4.1 – Composição química típica do pó de ferro utilizado (% em peso).</i>	20
<i>Tabela 4.2 – Densidades teóricas das misturas.</i>	21
<i>Tabela 5.1 – Densidades relativas dos corpos de prova compactados.</i>	30
<i>Tabela 5.2 – Variação dimensional e densificação dos corpos unidos por sinterização.</i>	34
<i>Tabela 5.3 – Resistência à flexão para amostras produzidas numa única etapa de compactação.</i>	40

SUMÁRIO

RESUMO	x
ABSTRACT	xi
ÍNDICE DE FIGURAS E TABELAS	xii
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	2
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
3.1. Processo tecnológico de metalurgia do pó	3
3.1.1. Seleção e mistura dos pós	5
3.1.2. Compactação dos pós	5
3.1.3. Sinterização	6
3.1.3.1. Mecanismos de transporte de massa	9
3.1.3.2. Sinterização com fase líquida	10
3.2. O sistema Fe-Cu	12
3.3. Processos de união	14
3.3.1. União por fase líquida transiente	14
3.3.1.1. Princípios do processo	15
3.3.1.2. Modelagem da união por fase líquida transiente	17
4. MATERIAIS E MÉTODOS	20
4.1. Seleção de materiais	20
4.2. Mistura dos pós	21
4.3. Preparação dos corpos de prova	22
4.4. Sinterização	24
4.5. Caracterização dos componentes após a junção	25
4.5.1. Medidas de densidade e variação dimensional	25
4.5.2. Caracterização da interface de junção	26
4.5.3. Caracterização mecânica	26
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	28
5.1. Caracterização dos pós	28

5.2.	Densificação à verde	30
5.3.	Espessura do filme de cobre.....	30
5.4.	Ensaio de sinterização	31
5.4.1.	Avaliação dimensional e densificação	33
5.4.2.	Caracterização da interface de junção	35
5.4.3.	Caracterização mecânica	40
6.	<i>CONCLUSÕES</i>	44
7.	<i>SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS</i>.....	45
8.	<i>REFERÊNCIAS</i>.....	46

1. INTRODUÇÃO

Determinadas peças possuem uma alta complexidade geométrica que exige um processo de produção versátil. A compactação de pós é uma técnica de fabricação que atende a essa exigência. Entretanto, dependendo da geometria serão necessárias diversas etapas adicionais para obtenção do componente final, inclusive a realização da compactação em partes separadas. Para a junção dessas partes existem diversos processos de união que garantem uma boa integração, como por exemplo, a união por sinterização com presença de fase líquida transiente.

A união por sinterização trata da união de duas ou mais peças, através da utilização de uma camada intermediária entre elas. As partes compactadas são sinterizadas e unidas numa única operação. Essa operação resulta numa junção com resistência mecânica suficiente para muitas aplicações técnicas.

Esse método de união oferece um meio efetivo para a produção de peças com geometrias complexas, difíceis ou até mesmo impossíveis de serem produzidas utilizando os processos de fabricação convencionais (JACOBSON&HUMPSTON, 2005). Além disso, possibilita uma redução de custos e alta produtividade, atendendo a crescente demanda mundial por preços mais competitivos. Assim, as indústrias vêm investindo cada vez mais na utilização desse processo de fabricação (ZHANG *et al.*, 2003). Atualmente muitos componentes da indústria automobilística e aeroespacial já são produzidos por esse método de união.

Muitos estudos vêm sendo realizados ao longo dos anos nessa área de concentração, obtendo bons resultados. Entretanto, a maioria dos trabalhos foca na junção de materiais dissimilares. Dessa maneira, neste trabalho será estudado o processo de união de materiais similares, devido às vantagens que esse processo oferece, conforme já mencionado anteriormente. Como muitas peças da indústria automobilística são fabricadas por metalurgia do pó ferrosa torna-se interessante estudar a junção de componentes de ligas ferrosas utilizando uma camada intermediária de cobre, pois o cobre é um conhecido agente formador de fase líquida e possui elevada molhabilidade sobre o ferro e ligas ferrosas.

2. OBJETIVOS

O objetivo geral deste trabalho é estudar o processo de junção de dois componentes de ligas ferrosas por meio do processo de sinterização, com o auxílio de fase líquida transiente formada pela fusão de aditivo misturado ao pó da matriz ferrosa e/ou utilização de uma camada intermediária de cobre na interface a ser unida.

Os objetivos específicos do presente estudo experimental são:

- Estudar como os parâmetros de sinterização (tempo e temperatura) alteram a resistência mecânica e a qualidade da junta;
- Estudar a influência da formação de uma fase líquida transiente durante a sinterização das peças sobre o processo de união por sinterização;
- Correlacionar os dados obtidos nas diferentes etapas para definir uma rota para obtenção de uma união por sinterização de ligas ferrosas.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. *Processo tecnológico de metalurgia do pó*

Na fabricação de componentes pela tecnologia de metalurgia do pó (MP) a seqüência normal de operações inicia-se pela dosagem de pós metálicos, seguido de uma operação de mistura para homogeneização e uniformidade da distribuição de pós (metálicos e/ou não metálicos). Em seguida, os pós (já misturados) são submetidos a operações de prensagem para a sua compactação e obtenção de forma. O produto obtido recebe a designação de compactado verde, devido à sua fraca resistência mecânica antes da operação de sinterização (FERREIRA, 2002).

A operação seguinte, para gerar a união das partículas de pó, é efetuada em fornos em temperaturas geralmente inferiores às do ponto de fusão dos materiais em pó presentes em maior percentual no compactado a verde, e é denominada sinterização, da qual resulta um compactado sinterizado, com uma estrutura coerente de pós e com uma elevada resistência mecânica. Alguns processos adicionais podem ser realizados após a etapa de sinterização para acabamento do produto. A seqüência de operações normalmente utilizada na tecnologia de pulverometalurgia está representada esquematicamente na figura 3.1 (FERREIRA, 2002).

Nas últimas décadas, a produção a partir de pós usando o ferro como material principal foi impulsionada pelos avanços tecnológicos por meio do desenvolvimento de ligas, produção de pós, ligantes, lubrificantes, compactadores e modernos métodos de sinterização. A M/P é uma tecnologia ecologicamente limpa, com desperdício mínimo de material e energia e produz componentes com alto grau de repetibilidade e precisão. A indústria automobilística, principalmente o setor de autopeças, foi a que mais se beneficiou desses aspectos favoráveis da MP, conforme indica a figura 3.2 (NARASIMHAN, 2001).

De acordo com NARASIMHAN (2001) um automóvel nos Estados Unidos consome 16 kg de sinterizados, enquanto na Europa e no Japão estimaram-se de 8 a 10 kg. E algumas projeções indicam um

potencial de consumo muito maior de componentes sinterizados por automóvel, para as próximas duas décadas.

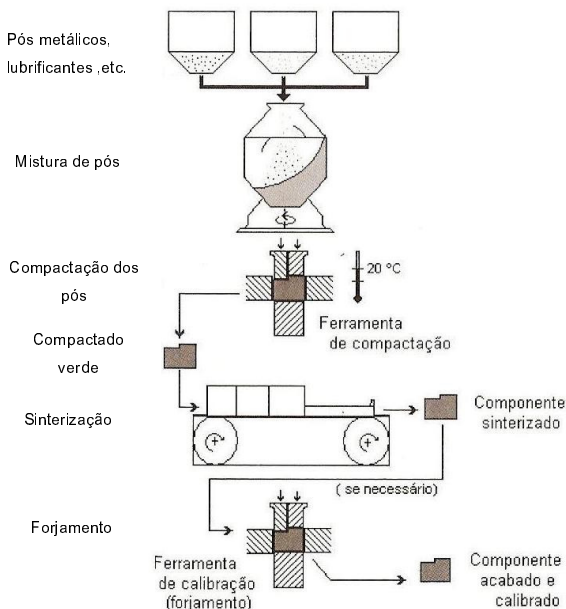


Figura 3.1 - Representação esquemática da seqüência de operações normalmente utilizada na fabricação de um componente a partir da metalurgia do pó

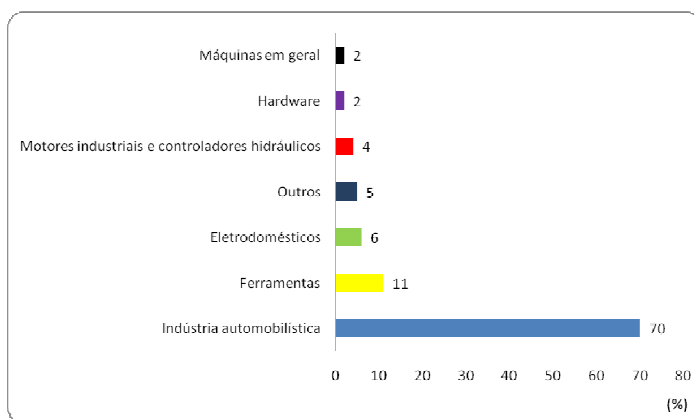


Figura 3.2 - Segmentação do mercado mundial da indústria de metalurgia do pó (Adaptado de NARASIMHAN, 2001).

3.1.1. Seleção e mistura dos pós

Os pós metálicos apresentam elevado valor de superfície específica livre, tornando-os suscetíveis à oxidação. Dessa maneira, os elementos de liga mais utilizados para a metalurgia do pó ferrosa (MPF) são : carbono, cobre, níquel, fósforo e molibdênio, que são elementos de baixa afinidade pelo oxigênio e de óxidos facilmente redutíveis. Outros elementos como estanho, cromo e titânio, também são utilizados na MPF na forma de portadores de ligas ou pós pré-ligados (LOURENÇO, 2004).

A seleção de elementos de ligas para uso na metalurgia do pó depende das propriedades finais (temperabilidade, propriedades mecânicas, obtenção de camada superficial, etc) que se deseja obter. Geralmente o pó de ferro puro é o elemento principal da mistura, sendo acrescentados os demais elementos de liga e os lubrificantes.

Os lubrificantes têm a função de minimizar o atrito entre as partículas e pó e destas com as paredes do ferramental de compactação, reduzindo o gradiente de densidade e o desgaste das matrizes e facilitando a extração dos componentes verdes. O lubrificante mais utilizado na MP é o estearato de zinco, em concentrações de 0,5 a 1,5% em peso de lubrificante sólido na mistura de pós. Usam-se também outros lubrificantes como teflon (politetrafluoretoetileno), pós de estearato metálicos de alumínio, lítio, magnésio, entre outros. Esses lubrificantes sólidos são facilmente removíveis em ciclo térmico preliminar a sinterização e não influem na composição final da liga (GERMAN, 1994).

Após a seleção dos pós mais adequados para o processo é necessário que o sistema pós+lubrificantes seja misturado de forma a se obter uma mistura o mais homogênea possível. Esta pode ser realizada nos mais diversos misturadores, por exemplo, o misturador em Y.

A técnica de mistura de pós ocorre com menor tempo e custo, em relação aos processos de obtenção dos pós pré-ligados e pré-difundidos.

3.1.2. Compactação dos pós

Na compactação dos pós tem-se a definição das dimensões e geometria do componente. Além disso, no caso de pós metálicos dúcteis a densificação obtida nessa etapa é maior que a ocorrida durante a sinterização.

Para a compactação podem ser utilizados: pós e matrizes aquecidas ou a temperatura ambiente, matrizes moles ou duras, cilindros de laminação e ondas de choque. Entre as diversas técnicas a compactação uniaxial a frio de pós é bastante utilizada em linhas de produção e fabricação de componentes na forma quase final. Esta técnica oferece: baixo custo, poucas operações de acabamento, possibilidade de automatização e elevada reprodutibilidade. O processo consiste no preenchimento da cavidade da matriz, compactação, descarregamento da pressão e extração do compactado (GERMAN, 1998; NEVES, 2005).

Na compactação de metais a pressão típica utilizada varia de 450 a 600 MPa. Com essa faixa de pressão consegue-se alcançar facilmente até 90% da densidade teórica no caso de pós de ferro, dependendo da ductilidade dos pós utilizados. Apesar de se obter altas densidades a verde, há dificuldades para a obtenção de densidade uniforme ao longo do volume das peças em função da perda de carga por atrito entre as partículas de pó e o atrito entre o pó e o ferramental de compactação. Os gradientes de densidade podem ter sérias conseqüências sobre o controle dimensional na sinterização (LENEL, 1980; GALIOTTO, 2005).

Na MP normalmente as peças possuem altas densidade a verde. Isto resulta em uma maior resistência a verde e menor retração dimensional durante a sinterização. Uma vez que nas linhas de produção se exige alto controle dimensional, retração deve ser mantida pequena, principalmente porque esta não é isotrópica. A retração de peças obtidas pela prensagem de pós não é isotrópica em função dos gradientes de densidade ao longo do volume da peças verdes, gerado pela perda de carga por atrito entre as partículas de pó durante a compactação. Menor variação dimensional também implica em menor custo com processos complementares (usinagem, calibração, etc) para obtenção do componente final.

3.1.3. Sinterização

O processo de sinterização consiste em aquecer uma massa de pós ou peças a verde produzidas via conformação de pós (compactação) a temperaturas inferiores ao ponto de fusão, de pelo menos um dos constituintes majoritários, com o objetivo de promover a união entre as partículas. No processo de sinterização, as áreas de contato formadas durante a compactação apresentam redução da área superficial e do raio de curvatura, podendo ocorrer uma perda do contorno original da

partícula. A movimentação dos átomos propicia a união das partículas, por meio da formação de um contato de sinterização, que eleva a resistência do sinterizado (GERMAN, 1998).

Segundo THÜMMLER & OBERACKER (1993) o processo de sinterização no estado sólido tem a função de diminuir as energias que estão em excesso, através da:

- diminuição da superfície específica das partículas de pó devido ao crescimento das áreas de contacto;
- diminuição do volume do compactado e arredondamento dos poros;
- eliminação dos gradientes de concentração dos defeitos cristalinos na massa de pó, resultantes do processo de fabricação;
- eliminação dos gradientes de concentração dos elementos de sistemas multicomponentes, resultando na homogeneização da liga.

Embora o excesso de energia livre do compactado verde seja a força motriz da sinterização, o valor desta não governa a cinética do processo de transporte de matéria e, conseqüentemente, a cinética de densificação da peça na sinterização. A cinética é controlada pelos mecanismos de transporte de matéria e pela distância que a matéria em média necessita ser transportada para alcançar a densificação desejada no material (GALIOTTO, 2005).

Vários fatores afetam a sinterabilidade do material, a qual é uma medida de densificação ocorrida no material, durante o ciclo de sinterização. Entre os fatores que afetam a sinterabilidade do material, podemos citar:

- Distribuição de tamanho de partículas do pó;
- Composição química do material;
- Microestrutura e fases presentes na sinterização;
- Processamento, em termos de atmosfera, temperatura, tempo e ponto de orvalho.

As temperaturas de patamar de sinterização utilizadas variam de acordo com o tipo de material a ser processado. Para aços, a faixa de temperatura varia, basicamente, entre 1150 e 1350 °C. Para materiais cerâmicos, as temperaturas são mais altas, podendo chegar a 1800 °C (GERMAN & BOSE, 1997).

A atmosfera para o ciclo de sinterização deve reduzir filmes de óxidos indesejáveis, muitas vezes presentes na superfície das partículas de pó metálico e também evitar qualquer reação química indesejável

entre espécies presentes na atmosfera e o material que está sendo sinterizado.

Com a evolução do tempo e da temperatura, a microestrutura do material processado também se altera passando por alguns estágios que são melhores visualizados na figura 3.3.

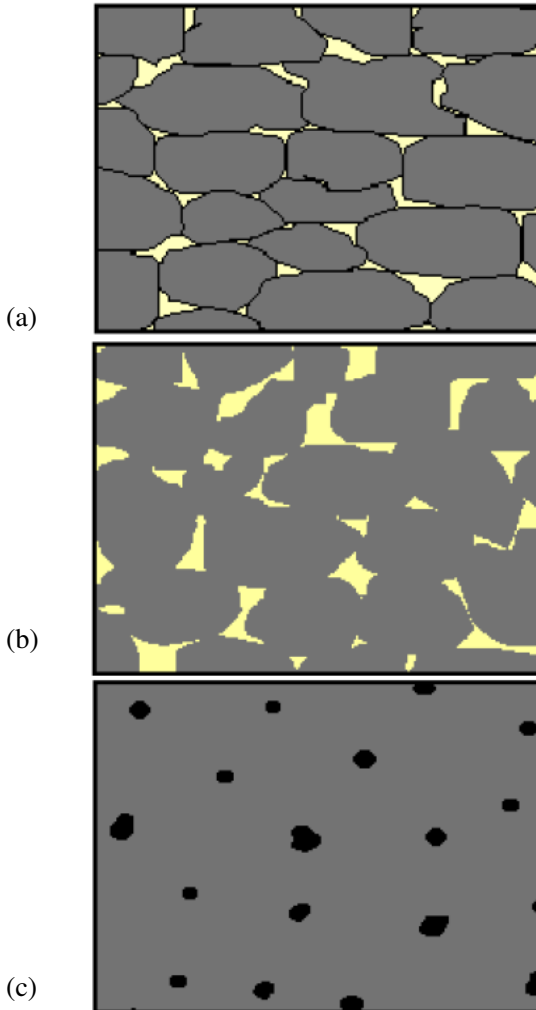


Figura 3.3 - Os três estágios da sinterização: (a) formação dos contatos (estágio inicial); (b) continuidade de matéria (estágio intermediário); (c) coalescimento e arredondamento de poros (estágio final).

O estágio inicial da sinterização ocorre enquanto a relação do tamanho do contato (comprimento do contato entre as partículas/diâmetro da partícula) é menor do que 0,3. Nessa etapa da sinterização, os contatos entre partículas existem em forma de microplanos e seus tamanhos dependem da pressão de compactação, conforme figura 3.3 (a). A retração do compactado é pequena, os poros ainda estão irregulares e interconectados e, portanto, as partículas permanecem discretas sem perda de seus formatos originais após compactação.

A maior parte da retração acontece no estágio intermediário. Neste momento, a relação do tamanho de contato excede o valor de 0,3 com o crescimento do mesmo. As partículas, então, começam a perder suas formas originais, como mostrado na figura 3.3 (b), com conseqüente mudança das propriedades do componente pela formação de uma nova microestrutura.

No estágio final do processo de sinterização, os poros isolados tornam-se cada vez mais esféricos e o compactado atinge entre 90 a 95% da densidade teórica.

Esses estágios mostrados acima são na verdade uma maneira didática para um melhor entendimento do processo de sinterização. Na prática, não existe uma distinção evidente entre os diversos estágios desse processo.

3.1.3.1. Mecanismos de transporte de massa

Na sinterização por fase sólida, material é transportado sem que haja qualquer tipo de líquido na estrutura. A difusão é o mecanismo básico presente no processo de sinterização. Devido às partículas de pós terem uma alta área superficial, a energia livre presente nestes pós é alta. No início do processo de sinterização, a movimentação atômica é elevada. Ao final do ciclo de sinterização, a movimentação é mais lenta, e a difusão em estado sólido controla a densificação, em termos de movimentação atômica. Os poros são vistos como grandes acúmulos de vazios (vacâncias), logo os mecanismos de sinterização são avaliados a partir da movimentação de vacâncias, as quais determinam a densificação do material. Para a eliminação dos poros, há diversos mecanismos de transporte de massa presentes na sinterização (BINDER, 2009).

Segundo THÜMMLER & OBERACKER (1993) os mecanismos de transporte de massa se dividem em:

- **Movimentação de átomos individuais:** difusão superficial, difusão volumétrica via vacâncias, difusão volumétrica via intersticiais, difusão em contorno de grão, vaporização e recondensação;
- **Movimentação coletiva:** fluxo plástico (estado sólido), fluxo viscoso (fase líquida), deslizamento de contorno de grão e rotação de partículas;

Na sinterização de pós metálicos, especialmente nos pós de ferro, o mecanismo de transporte de difusão superficial é importante apenas no aquecimento da sinterização. Nesse mecanismo a movimentação do material ocorre apenas na superfície e, portanto, o volume de poros não é alterado e não existe contração. A taxa de crescimento do pescoço de sinterização, por difusão em superfície, pode ser da ordem de dez vezes superior, ao corresponde no mecanismo de difusão em volume. O mecanismo de difusão em superfície perde importância com a elevação da velocidade de aquecimento e com o processo de sinterização (MOON, 1979).

A difusão volumétrica não é o mecanismo mais importante para pós de ferro e também para pós finos. E a vaporização e recondensação pode ser considerado o mecanismo de menor relevância para pós de ferro.

O fluxo plástico é importante durante o aquecimento, em particular se o compactado foi deformado plasticamente durante a etapa de compactação. As discordâncias interagem com as lacunas e melhoram o transporte de massa durante o aquecimento da sinterização. As discordâncias se movimentam pela interação e eliminação de lacunas (NEVES, 2005).

3.1.3.2. Sinterização com fase líquida

A sinterização por fase líquida é um processo bastante utilizado na fabricação de diversos componentes, sendo bastante atraente na consolidação de materiais com baixa sinterabilidade na fase sólida e para a obtenção de materiais compósitos. Esse processo acontece devido à formação de líquido na estrutura. Este líquido pode ser causado pela fusão de um dos componentes do sistema ou pode ser o resultado de uma reação entre, pelo menos, dois dos componentes do sistema. A ocorrência deste líquido tem papel decisivo na determinação dos

mecanismos de sinterização e do aspecto final da estrutura sinterizada. (BRITO *et al.*, 2007).

Na sinterização com fase líquida, a velocidade de difusão dos elementos é incrementada, possibilitando uma união mais eficiente entre as partículas, redução de porosidade e por consequência maior resistência mecânica.

O líquido formado durante a sinterização pode ser transiente ou permanente, dependendo da relação de solubilidade e difusividade com a matriz. A solubilidade influencia a interação química e o fluxo de massa, conseqüentemente, define o comportamento de contração ou expansão do sinterizado. Os processos de contração estão associados à baixa solubilidade do líquido no sólido e uma elevada solubilidade do sólido no líquido. Quando a solubilidade do líquido no sólido for alta e a solubilidade do sólido no líquido for baixa ocorre a formação de porosidade secundária e, conseqüentemente, expansão da peça em sinterização (GERMAN, 1996).

No processo com fase líquida permanente o líquido está presente em todo o ciclo de sinterização, já a fase líquida transiente formada durante a sinterização se dissolve em um sólido, formando uma solução sólida ou gerando uma nova fase.

A sinterização com fase líquida transiente pode ser dividida nas seguintes etapas de: formação de uma fase líquida, distribuição intergranular do líquido e consumo do líquido pela formação de uma solução sólida, com a distribuição dos elementos de liga na matriz por difusão em estado sólido (NEVES, 2005).

A presença de fase líquida transiente pode provocar expansão ou contração no sinterizado, conforme mostrado na figura 3.4. Maior heterogeneidade inicial do pó provoca maiores expansões no sinterizado. A densificação associada com a fase líquida transiente depende da quantidade do líquido formado e do tempo de existência da fase líquida (RABIN & GERMAN, 1986).

Para a sinterização de pós de ferro muitos aditivos são utilizados como formadores de fase líquida, por exemplo, fósforo, molibdênio, cobre, boro e carbonetos.

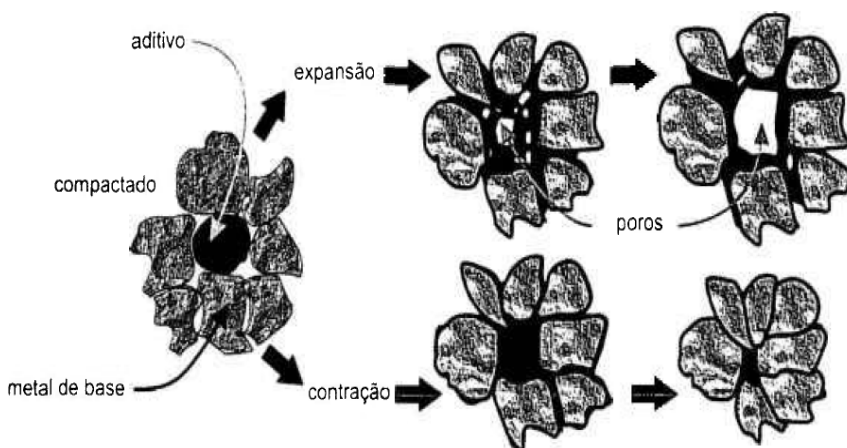


Figura 3.4 - Representação esquemática de sinterização com fase líquida transiente.

3.2. O sistema Fe-Cu

É cada vez maior a utilização de elementos de ligas no desenvolvimento de materiais ferrosos sinterizados. Esses elementos são selecionados para conferir ao material determinado conjunto de propriedades ou como aceleradores da difusividade atômica, ou ainda para produzirem características mistas desses dois efeitos. Nesse estudo a escolha de Cu tem como principal função ser um agente formador de fase líquida.

A sinterização por fase líquida é largamente utilizada para ligas Fe-Cu. Porém, as características de solubilidade do sistema Fe-Cu, podem resultar em expansão volumétrica, comumente chamada “inchaço”. A fase líquida formada pela fusão do cobre é responsável por esse indesejável inchaço que ocorre nos minutos iniciais de sinterização (PACHECO *et al.*, 2007).

A partir do diagrama de fases Fe-Cu, mostrado na figura 3.5, é possível determinar a seqüência de eventos que ocorrerá quando uma mistura de ferro e cobre é sinterizada na faixa entre 1120°C e 1150°C. Quando atinge-se a temperatura de 1084°C se inicia a fusão do cobre, o líquido formado (solução saturada de ferro em cobre) começa a penetrar inicialmente nos interstícios entre as partículas de ferro, e depois nos

contornos de grão de ferro. O espaço originalmente ocupado pelo cobre sólido se torna porosidade, ocasionando o inchaço do sinterizado. Como o cobre apresenta elevada molhabilidade sobre o ferro grãos individuais de ferro irão se separar das partículas. Tais grãos de Fe individuais se rearranjam através do líquido, entrando em solução e, posteriormente reprecipitam em outras posições. Este rearranjo das partículas de Fe neste estágio de sinterização promove contração, contrabalançando o indesejável inchaço que ocorre nos minutos iniciais de sinterização (KAYSSER, 1978; HUPPMANN, 1979).

Se a quantidade total de cobre for menor do que o limite de solubilidade em γ a fase líquida irá desaparecer. O parâmetro de rede do ferro γ sofre uma pequena alteração devido a solução sólida com cobre (em quantidades menores que o limite de solubilidade). A expansão das partículas de ferro, quando o cobre está dissolvido nelas, será aproximadamente igual, quando medida em percentual volumétrico, ao percentual em massa de cobre dissolvido. Uma partícula de ferro puro expande aproximadamente 8 % em volume quando a mesma dissolve 8 % de cobre em peso (MAGEE, 1975).

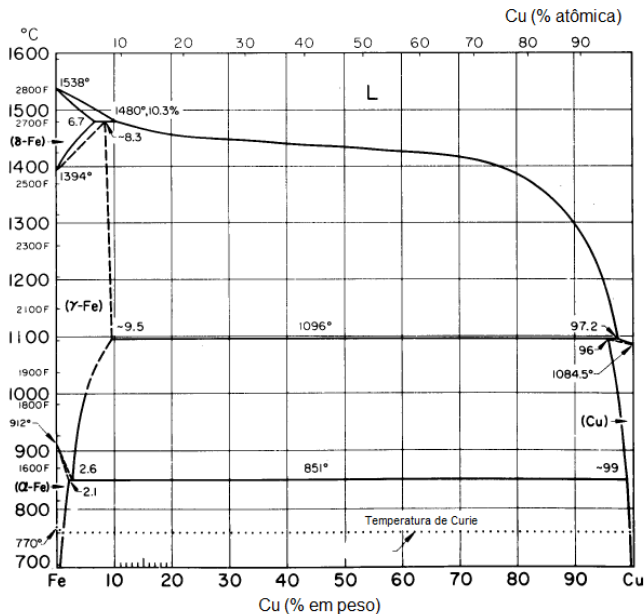


Figura 3.5 - Diagrama de fases Fe-Cu (METALS HANDBOOK, 1973).

Normalmente não se atingem elevadas densificações na sinterização de ligas Fe-Cu. O cobre líquido se espalha pelos contornos das partículas de Fe. Após o inchaço, ocorre uma compensação de contração da sinterização sólida final do Fe, após a aniquilação da fase líquida pela saturação com Fe em solução, o que acarreta um considerável ganho em resistência mecânica, como resultado da solução sólida de Fe-Cu (THÜMMLER & OBERACKER, 1993).

3.3. *Processos de união*

Atualmente muitos componentes de um produto são formados por mais de um componente individual, sendo que os mesmos muitas vezes exigem uniões permanentes das partes para produzir elementos estruturalmente resistentes. Para a união de materiais metálicos existem basicamente dois tipos de processos de união:

- **União mecânica:** utilização de elementos de fixação, tais como, parafusos, rebites, pinos, etc;
- **União intermetálica:** soldagem e brasagem.

O projeto ideal de união dependerá de características como: ambiente de trabalho, montagem/desmontagem, entre outros. Os componentes que estão sujeitos à maiores esforços e aplicações mais avançadas normalmente utilizam as técnicas de uniões intermetálicas.

A técnica de brasagem se divide em algumas subcategorias dependendo da temperatura e condições de processamento. Neste trabalho será utilizada a união por sinterização, que ocorre em presença de fase líquida transiente. Por isso, abaixo serão discutidos alguns aspectos da técnica de brasagem conhecida por união por fase líquida transiente.

3.3.1. **União por fase líquida transiente**

A união por fase líquida transiente é um processo de junção de materiais que une uma vasta gama de materiais similares ou dissimilares, ligas metálicas, cerâmicas produzindo componentes grandes e, também, pequenos. A aplicação de carga, o uso de camadas intermediárias e a formação de uma fase líquida transiente são as variáveis das quais o método é dependente (BRAZING ALLOYS, 2009).

De uma forma genérica, o processo consiste em aquecer, em vazio, o conjunto constituído pelos materiais de base e por uma camada intermediária, de forma a induzir a formação de uma fase líquida na interface à temperatura de processamento (KAY, 1993). Este é um método de união que vem sendo utilizado por décadas na indústria aeroespacial e automobilística.

Esse método de união é uma alternativa para preencher as junções que não são perfeitamente lisas ou planas, oferecendo maior flexibilidade em termos de configurações possíveis e propriedades mecânicas que àquelas que podem ser obtidas a partir de soldagem por difusão. Devido às características do processo, incluindo o alto grau de controle dos parâmetros de processo, as seguintes vantagens adicionais podem ser obtidas:

- Boa reprodutibilidade do processo;
- Alto controle dimensional da largura da junção, ou seja, tolerâncias estreitas;
- Facilidade de preenchimento em junções com áreas grandes;
- Realização de uniões muito estreitas, normalmente menores de 50 μm , o que beneficia as propriedades mecânicas e condutividade térmica;
- Capacidade para controlar o espalhamento do metal de adição fundido nas extremidades da junção e até mesmo impedi-lo completamente (JACOBSON & HUMPSTON, 2005).

3.3.1.1. Princípios do processo

As etapas envolvidas na união por fase líquida transiente são ilustradas esquematicamente na figura 3.6. Segundo JACOBSON & HUMPSTON (2005) a configuração comum geralmente inclui dois componentes e um material de adição inserido entre eles, então o aquecimento é iniciado (estágio 1). Esse material de adição geralmente possui uma espessura menor que 50 μm , sendo assim mais fino do que a espessura típica dos metais de adição de brasagem. Os componentes são presos juntos com uma tensão de compressão de poucos MPa, então o conjunto é aquecido acima da temperatura liquidus do metal de adição que funde, molha as superfícies dos componentes, preenche os espaços entre a junção, e forma pequenos filetes nas extremidades (estágio 2).

A formação da fase líquida pode ocorrer devido:

- A temperatura de fusão da camada intermediária ter sido excedida;

- A interdifusão na camada intermediária originar a formação de uma liga com ponto de fusão inferior à temperatura de processamento;
- A interdifusão entre os materiais de base e a camada intermediária originar uma liga com ponto de fusão inferior à temperatura de processamento (GUEDES, 2004).

Se o conjunto foi resfriado, a junção se assemelharia a uma fina camada, mas convencionalmente é uma junção de brasagem comum em suas propriedades e características metalúrgicas. No entanto, ao manter o conjunto à temperaturas elevadas, a composição do metal de adição irá mudar com o tempo, ocorrendo difusão da interface de junção para o metal de base. Em consequência, a temperatura de solidificação do metal de adição aumenta ou diminui dependendo da reatividade metal de base/metal de adição e a solidificação ocorre isotermicamente (estágio 3). Por fim, a junção torna-se essencialmente homogênea com o metal de base (estágio 4).

Embora não seja necessário que a totalidade da interface, leia-se camada intermediária, se encontre no estado líquido à temperatura de processamento, é obrigatória a formação de uma fase líquida na zona adjacente aos materiais de base. O líquido formado flui e preenche os espaços vazios na interface, resultantes da irregularidade das superfícies dos materiais, e torna-se ativo, dissolvendo parte do material de base bem como contaminações superficiais (MACDONALD, 1998).

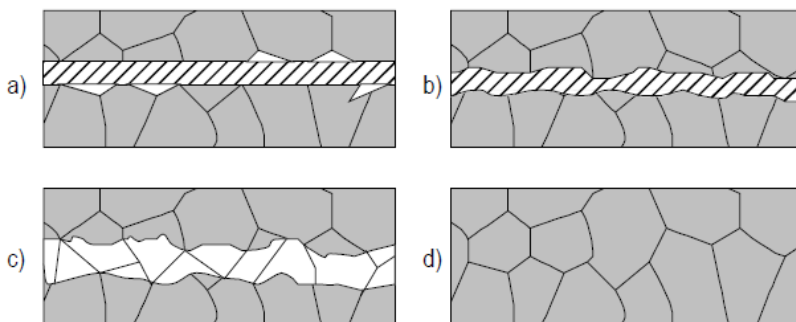


Figura 3.6 - - Evolução da zona interfacial no decorrer do processamento de uniões por fase líquida transiente. a) camada intermediária inserida entre os materiais de base; b) fusão da camada intermediária; c) solidificação isotérmica do líquido formado na interface; d) homogeneização da composição química e da microestrutura entre a interface e os materiais de base (GUEDES, 2004).

Embora a união por fase líquida transiente não necessite do emprego de uma pressão de processamento, é geralmente aplicada uma pressão ao conjunto a unir. Essa pressão é denominada pressão de contato e destina-se a promover um contato íntimo entre as superfícies dos materiais envolvidos na junção. Na presença de fase líquida a pressão de contato aplicada pode ser de intensidade reduzida (GUEDES, 2004). As pressões requeridas são geralmente muito menores do que aquelas exigidas pelo processo de soldagem por difusão convencional, estando geralmente na faixa de 0,5 a 1 MPa, mas maiores do que aquelas normalmente utilizadas durante a brasagem 0 a 0,1 MPa. Isto é importante não somente porque possibilita realizar uma operação da junção menos exigente em termos de equipamentos, mas também porque a pressão utilizada é apenas uma pequena fração da tensão de escoamento do material de base, assim evitando-se deformação macroscópica (ASKELSEN, 1992).

3.3.1.2. Modelagem da união por fase líquida transiente

Várias tentativas têm sido feitas para obter um modelo do processo de união por fase líquida transiente para entender os parâmetros dos processos e suas inter-relações.

Segundo OREL *et al.* (1995) os modelos propostos consideram que o processo se desenrola segundo três estágios: dissolução do material de base, solidificação isotérmica e homogeneização. Para compreender os fenômenos ocorridos nas diferentes etapas do processo, considere-se um sistema simples, em que o material de base consiste numa liga monofásica A-B, e que a camada intermediária apresenta uma composição próxima da do eutético A-B, como se indica na figura 3.7.

À temperatura de processamento a camada intermediária encontra-se no estado líquido. A dissolução do material de base pelo líquido e a interdifusão entre a camada intermediária e o material de base, resultam no estabelecimento de um equilíbrio local na interface em que, na zona adjacente à interface, a composição do material de base e a do líquido correspondem, respectivamente, à composição da linha de solidus e à composição da linha de liquidus do diagrama de equilíbrio A-B. Assim, as composições do sólido e do líquido serão as correspondentes aos pontos 4 e 2, respectivamente, no diagrama de equilíbrio representado na figura 3.7. Este equilíbrio local entre sólido e

Líquido manter-se-á fixo durante o subseqüente estágio de solidificação isotérmica. Durante este estágio, a difusão de soluto proveniente do líquido para o material de base resulta na progressão do sólido para a zona da interface em detrimento da quantidade de líquido. No fim da solidificação isotérmica o sólido na zona da interface terá a composição correspondente ao ponto 4 indicado na figura 3.7. O gradiente de composição entre a interface e o material de base é removido na etapa de homogeneização por difusão no estado sólido. No fim do processo resultará uma homogeneidade química e microestrutural entre o material de base e a interface (GUEDES, 2004).

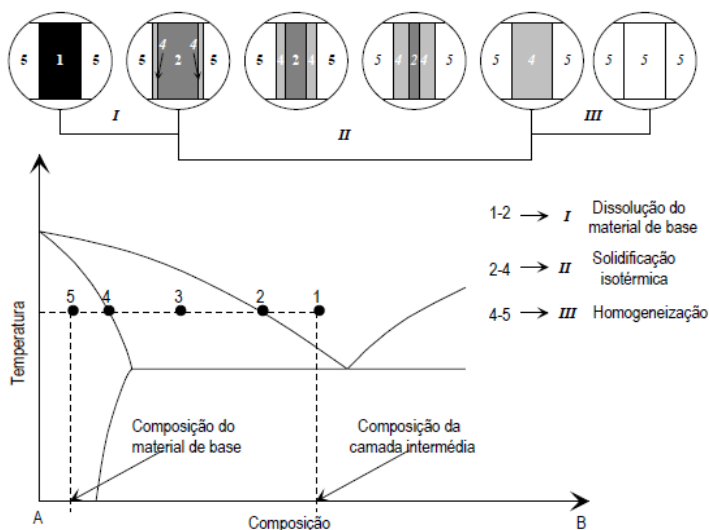


Figura 3.7 - Esquema representativo do modelo proposto para o estabelecimento de uniões por fase líquida transiente aplicado a um sistema binário, simples e ideal, o material de base consiste numa solução sólida (AB) e a camada intermediária tem uma composição próxima da do eutético A-B (GUEDES, 2004).

O modelo descrito acima representa o sistema ideal, mas na prática o que se observa é que as heterogeneidades do processo (diferenças de composição química da camada intermediária e material de base, reações fase líquida - materiais de base, entre outros) levam a formação de uma interface com variação de composição química e heterogeneidades na microestrutura. Para se obter uma estrutura

homogênea torna-se necessária a utilização de tratamentos térmicos posteriores ao processo de união.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho optou-se por estudar a junção de dois corpos de ligas ferrosas por meio de sinterização, utilizando uma camada intermediária de cobre (agente formador de fase líquida transiente).

Para tal, componentes de uma liga de ferro e cobre foram sinterizados com um filme de cobre na interface de união, sendo que nesse conjunto foi aplicada uma pressão de contato durante o ciclo de sinterização. Foram utilizados diferentes parâmetros de tempo e temperatura para a produção dos corpos unidos. As diversas amostras produzidas tiveram a interface de junção analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), e seu comportamento mecânico determinado por ensaio de flexão 3 pontos.

As etapas e procedimentos específicos utilizados para o desenvolvimento do trabalho são descritos a seguir.

4.1. Seleção de materiais

Utilizou-se como material de base o pó de ferro, com denominação comercial AHC 100.29, fabricado pela Höganäs. Segundo o fabricante esse pó possui densidade aparente de $2,98 \text{ g/cm}^3$ e escoabilidade de 25 s/50g. A sua composição química, em peso, é apresentada na tabela 4.1:

Tabela 4.1 – Composição química típica do pó de ferro utilizado (% em peso).

C	O	Fe
< 0,01	0,12	balanço

O material foi fornecido por um parceiro industrial e veio pré-misturado com 0,75% em massa de lubrificante de estearato de zinco. Dessa maneira, sempre que se for referido ao termo pó de ferro se tratará da mistura pó de ferro e estearato de zinco. O pó de ferro apresenta tamanho de partícula mediano D_{50} igual a $100 \mu\text{m}$.

O agente formador de fase líquida usado foi o pó de cobre JB-F, fornecido pela JB Química, com densidade aparente entre 2,30 e

3,20 g/cm³, tamanho de partícula de 85 % < 325 mesh e uma pureza mínima de 99,5%.

A pasta utilizada para a aplicação de um filme de cobre foi a pasta de cobre IGC-220, fornecida pela Implastec, sendo que, segundo o fabricante, esta é constituída de cobre coloidal e particulado e óleo mineral parafínico.

As propriedades características (composição química, forma, estrutura e tamanho de partícula) das matérias-primas foram caracterizadas por meio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV), modelo JEOL JSM-6390LV, acoplado de uma microsonda de energia dispersiva de raios-X (EDX).

4.2. Mistura dos pós

Para processar a mistura dos pós foi utilizado um misturador tubular de aço inoxidável austenítico em forma de Y, com eixo de rotação passando pela união dos segmentos, rotacionando a 35 rpm durante 1 h.

Utilizaram-se quatro tipos de misturas: a primeira constituída de pó de ferro puro, sendo as demais acrescidas de 2%, 4% e 6% em peso de pó de cobre. Na tabela 4.2 são mostradas as densidades teóricas para as diversas composições. O cálculo da densidade teórica foi realizado pela regra das misturas, conforme a equação 4.1, onde ρ_m é a densidade da mistura, $C_{A,B}$ é a concentração do componente A,B e $\rho_{A,B}$ é a densidade do componente A,B.

$$\rho_m = \frac{1}{\frac{C_A}{\rho_A} + \frac{C_B}{\rho_B}} \quad (4.1)$$

Para os cálculos foram adotadas as densidades teóricas do ferro como 7,87 g/cm³ e do cobre 8,92 g/cm³.

Tabela 4.2 – Densidades teóricas das misturas.

% em peso de Cobre	Densidade teórica (g/cm ³)
2	7,89
4	7,91
6	7,93

A adição do pó de cobre ao pó da matriz ferrosa se justifica devido ao fato de o mesmo ajudar na formação de fase líquida durante a

sinterização, auxiliando na formação da interface de junção dos componentes.

4.3. *Preparação dos corpos de prova*

A compactação das amostras foi realizada em matriz uniaxial de duplo efeito em uma prensa manual, a 500 MPa. Optou-se por utilizar corpos de prova com geometria cilíndrica. Esse tipo de geometria permite realizar uma série de ensaios mecânicos, por exemplo, ensaio de flexão. Os corpos de prova cilíndricos possuíam dimensões de 12 mm de altura e 9,60 mm de diâmetro. Os valores de densidade a verde (ρ_V) dos compactados foram medidos pelo método de densidade geométrica, por tratar-se de corpos com geometria bem definida.

No caso específico da união com fase líquida transiente não é de vital importância que as faces a serem unidas apresentem uma superfície regular. Entretanto, superfícies lisas e planas possibilitam um maior contato na interface de junção favorecendo a resistência da junta. Dessa maneira, como os cilindros apresentavam rebarba da etapa de compactação foram lixados com uma lixa 600 mesh para regularização da superfície. O lixamento foi realizado com auxílio de um dispositivo (figura 4.1) para assegurar a planicidade. Após o lixamento as amostras foram imersas numa solução de álcool P.A, e limpas com o equipamento de ultra-som durante 30 minutos para a retirada de resíduos da lixa.

A etapa seguinte de preparação dos corpos de prova consistiu na aplicação do filme de cobre na interface de junção dos cilindros. Para isso, com o auxílio de um pincel numa das superfícies, de apenas um corpo, foi aplicado um filme fino ($< 50 \mu\text{m}$) de cobre, como mostra a figura 4.2. A espessura do filme foi determinada através do MEV para 5 amostras. A presença desse filme de cobre garante uma maior quantidade de fase líquida agindo diretamente na interface de junção o que possibilita uma união mais resistente. Após a aplicação dessa camada intermediária, os corpos de prova foram levados a uma estufa a temperatura de 90 °C por 1 hora, para a secagem da pasta de cobre.

Um dispositivo para a aplicação de uma pressão de contato entre os dois componentes cilíndricos foi construído em aço inoxidável. Na figura 4.3 é possível visualizar o conjunto: dispositivo e corpos de prova. O dispositivo distribui uniformemente a carga aplicada, de forma que cada interface de junção esteja exposta a uma pressão de contato de 0,1 MPa. Essa pressão de contato é importante, pois quanto maior o

contato entre as superfícies a serem unidas melhor será a qualidade da junta.



Figura 4.1 - Dispositivo para lixamento.

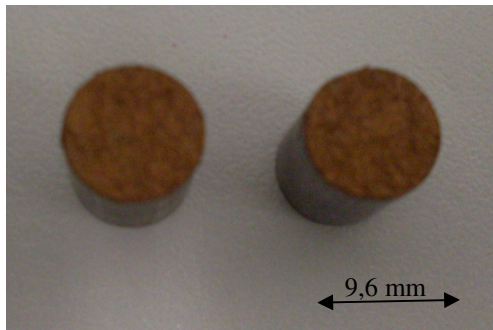


Figura 4.2 – Camada intermediária de cobre aplicada às amostras

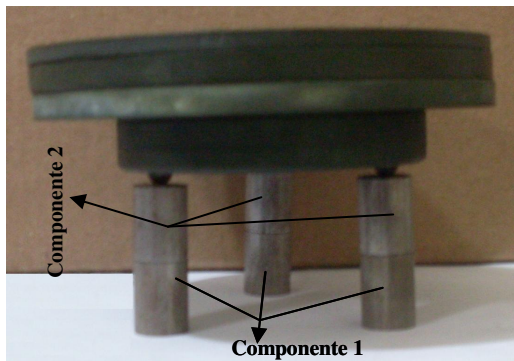


Figura 4.3 – Dispositivo de união por sinterização.

4.4. Sinterização

Para a realização dos ciclos de sinterização utilizou-se o reator PADS, localizado no laboratório de materiais da UFSC. Porém, nesse trabalho a tecnologia de plasma não foi usada. Utilizou-se somente o aquecimento resistivo para alcançar as temperaturas desejadas e mantê-las constante. O uso desse reator se deve ao fato do dispositivo de aplicação de pressão de contato requer um forno com grande espaço interno.

Inicialmente para comprovar a necessidade de aplicação de pressão de contato e de uma camada intermediária formadora de fase líquida, uma vez que as misturas já continham em sua composição cobre (agente formador de fase líquida), foi realizado um ciclo de sinterização sem carga e sem a aplicação de camada intermediária de cobre. Amostras das quatro composições obtidas foram aquecidas com taxa de aquecimento de 5°C/min até a temperatura de 400 °C, mantendo-se nesse patamar por 30 minutos para a extração do lubrificante. Posteriormente aumentou-se a taxa de aquecimento para 10 °C/min até a temperatura de 1120°C, mantendo-se nesta temperatura por 1 hora. Utilizou-se uma atmosfera de sinterização com um fluxo contínuo de uma mistura de gás contendo 95%Ar + 5%H₂. A pressão de atmosfera foi de 5 torr.

Os demais ciclos de sinterização foram realizados a 1120 °C durante 30 e 60 min e a temperatura de 1150°C durante 30 e 60 min, para verificar como o tempo e a temperatura interferem na qualidade da junção e utilizou-se a camada intermediária de cobre e a aplicação de pressão de contato. A figura 4.4 mostra os demais ciclos de sinterização realizados, sendo que foram utilizados a mesma atmosfera de sinterização, taxa de aquecimento e patamar de extração de lubrificante, taxa de aquecimento até a temperatura de processo da união por sinterização e pressão de atmosfera.

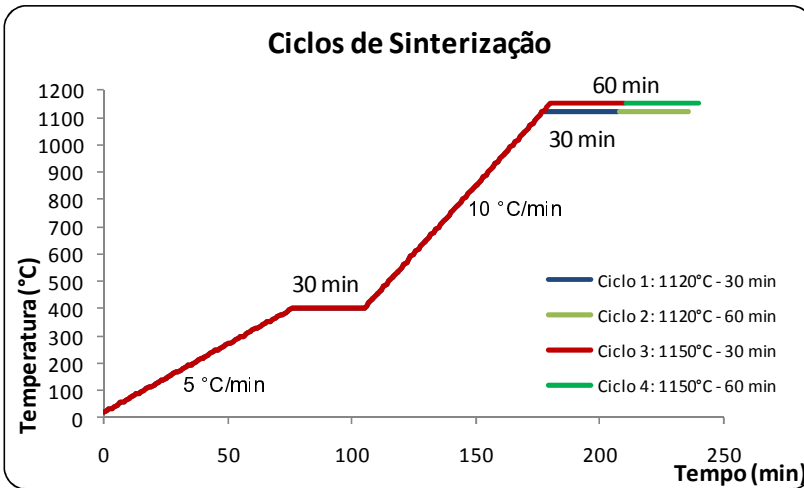


Figura 4.4 - Ciclos de união por sinterização.

4.5. Caracterização dos componentes após a junção

As amostras após a etapa de junção foram caracterizadas quanto a sanidade da interface de junção e propriedades mecânicas (resistência à flexão) de acordo com os procedimentos descritos a seguir.

4.5.1. Medidas de densidade e variação dimensional

Para as medidas de densidade dos componentes sinterizados foram utilizadas cinco amostras. As densidades foram determinadas pelo método geométrico.

A variação dimensional dos corpos de prova produzidos foi avaliada a partir da diferença entre as dimensões dos corpos de prova na condição a verde e sinterizado, utilizando-se como instrumento de medição um paquímetro. Anteriormente ao processo de união por sinterização as amostras eram numeradas para que fosse possível realizar essa análise. As dimensões analisadas foram altura e diâmetro e utilizaram-se cinco amostras para a realização de medições.

4.5.2. Caracterização da interface de junção

As amostras sinterizadas foram seccionadas longitudinalmente, para que fosse possível verificar a interface de junção, utilizando-se uma máquina de corte (Leco VC-50) com disco adiamantado de baixa densidade. Em seguida as amostras foram embutidas com baquelite. Após o embutimento as mesmas foram submetidas a uma seqüência de lixamento e polimento. A amostra embutida foi atacada utilizando-se Nital 2% (98 ml de álcool PA e 2 ml ácido nítrico).

A microestrutura das peças unidas sem pressão de contato e sem camada intermediária de cobre foram caracterizadas por microscopia óptica, utilizando-se um microscópio Leica – DM 4000 M com câmera digital acoplada (Leica DC 300).

A interface de junção das amostras obtidas nos ciclos 1, 2, 3 e 4 foram analisadas por MEV, modelo JEOL JSM-6390LV, acoplado de uma microsonda de energia dispersiva de raios-X (EDS).

4.5.3. Caracterização mecânica

A resistência mecânica das uniões foram medidas utilizando o ensaio de flexão 3 em pontos por meio de uma máquina universal de ensaios EMIC DI-2000. Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente (20°C), com velocidade de avanço do pistão atuador de 1 mm/min e com 5 amostras para cada ciclo de sinterização. Na figura 4.5 é apresentado o desenho esquemático com a configuração do dispositivo de ensaio de flexão utilizado. Uma das vantagens de realizar o ensaio de flexão em 3 pontos é que se aplica a carga de ensaio na interface de junção, ponto menos resistente do componente unido, obtendo-se uma medida direta de sua resistência. Para efeito de comparação realizou-se também medidas de resistência a flexão em 3 pontos para amostras de ferro puro e Fe-6%Cu produzidas numa única etapa de compactação.

Utilizando a equação 4.2 foi determinada a tensão de flexão (T_f) das amostras, nessa equação F_{max} é a força de ruptura, l o comprimento do corpo de prova e d o diâmetro do corpo de prova.

$$T_f = \frac{2,55 \times F_{max} \times l}{d^3} \quad (4.2)$$

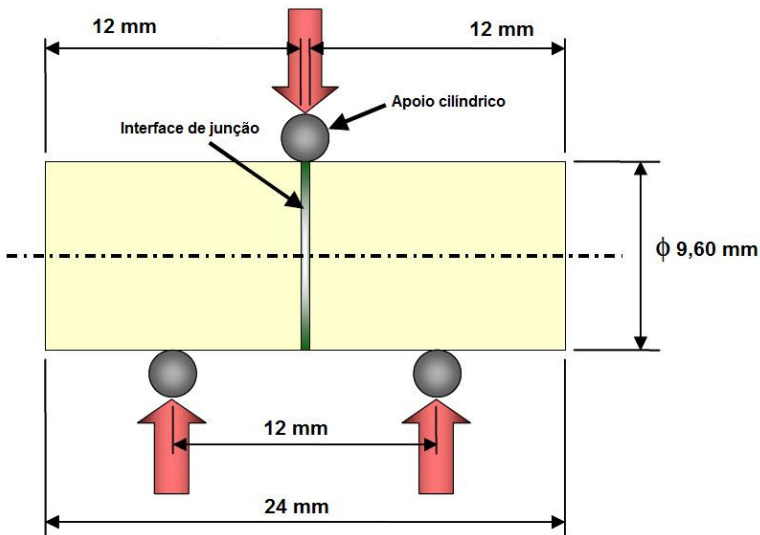


Figura 4.5 – Desenho esquemático do dispositivo de flexão em 3 pontos (Adaptado de MORI, 2003).

Os corpos de prova unidos por sinterização e submetidos ao ensaio de flexão em 3 pontos tiveram sua superfície de fratura analisadas por meio de microscopia eletrônica de varredura, em razão de verificar como ocorreu a ruptura na interface de junção.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. *Caracterização dos pós*

A forma e as dimensões das partículas dos pós, obtidas por MEV, utilizados nesse trabalho podem ser observadas nas figuras 5.1, 5.2 e 5.3. Na figura 5.1 onde são mostradas as partículas de pó de ferro percebe-se uma forma irregular, que é uma característica típica do processo de obtenção por atomização a água. Outra informação que se pode retirar é que o tamanho de partículas está de acordo com as informações fornecidas pelo fabricante.

As partículas do pó de cobre, figura 5.2, apresentam um formato mais arredondado, em comparação com as partículas de ferro, e menor tamanho de partícula, também em conformidade com as informações do fabricante.

Na figura 5.3 é possível visualizar como as partículas de cobre estão distribuídas entre as partículas de ferro.

Os resultados da análise química obtida por energia dispersiva de raios-X (EDX) acoplada ao MEV, efetuada para o pó de cobre e pó de ferro mostraram que ambos possuem elevada pureza, garantindo a qualidade destas matérias-primas. Foram encontrados traços de oxigênio, porém essa é uma característica natural dos pós metálicos, considerando-se que são pós com elevada superfície específica livre.

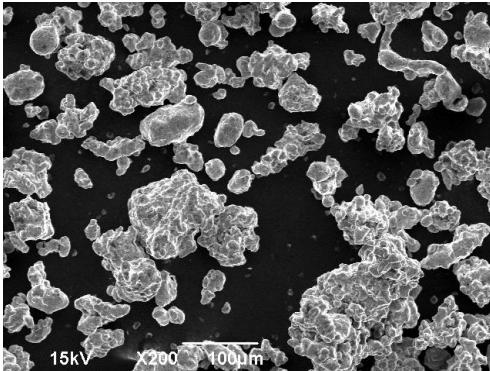


Figura 5.1 - Morfologia das partículas de ferro.

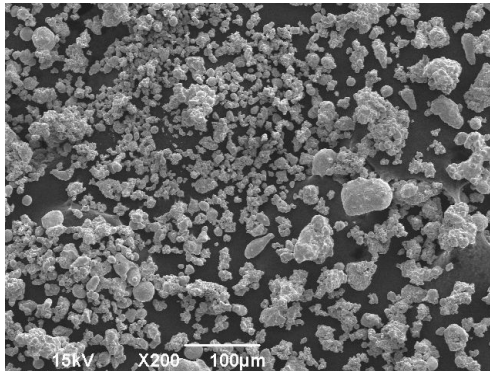


Figura 5.2 - Morfologia das partículas de cobre.

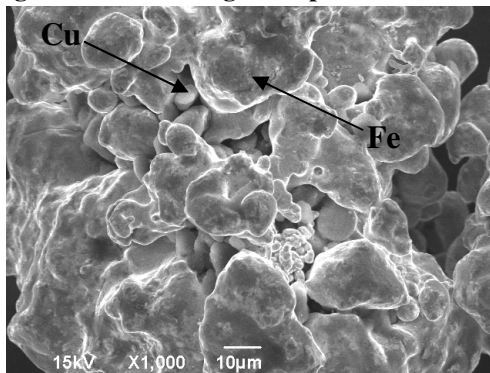


Figura 5.3 – Morfologia das partículas de ferro misturado ao cobre (Fe-6% Cu).

5.2. *Densificação à verde*

As densidades relativas obtidas na compactação do pó de ferro e das respectivas misturas contendo cobre são mostrados na tabela 5.1. Como as misturas contêm fases com densidades distintas, a densidade teórica foi calculada pela regra das misturas (tabela 4.2); assim a densidade a verde obtida em função da pressão de compactação de 500 MPa representa o percentual da densidade teórica calculada para cada teor de aditivo.

Tabela 5.1 – Densidades relativas dos corpos de prova compactados.

Mistura	Densidade relativa (%)	Desvio padrão
Fe puro	87	0,63
Fe + 2% Cu	85	0,75
Fe + 4% Cu	85	0,81
Fe + 6% Cu	86	0,95

De uma maneira geral, se percebe que a adição de pó de cobre ao ferro provoca uma leve redução nas densidades da mistura. Porém, se considerarmos o desvio padrão das amostras pode-se afirmar que não houve variação de densificação, independente do teor de cobre na mistura.

Os corpos de provas atingiram uma densificação próxima de 90 % da densidade teórica, sendo que esses são valores típicos para a compactação de pós metálicos.

5.3. *Espessura do filme de cobre*

A espessura do filme de cobre aplicado sobre a interface de junção originou uma distribuição irregular como é visível na figura 5.4 Entretanto, com a montagem do conjunto (carga e amostra) essa camada tende a se distribuir de uma maneira mais homogênea.

Segundo JACOBSON&HUMPSTON (2005) o processo de união por sinterização normalmente utiliza um material de adição com espessura menor que 50 μm . Portanto, a camada intermediária utilizada nesse trabalho está em conformidade com o recomendado, ou seja, menor que 50 μm e é menor que as camadas típicas utilizadas nos processos convencionais de brasagem.

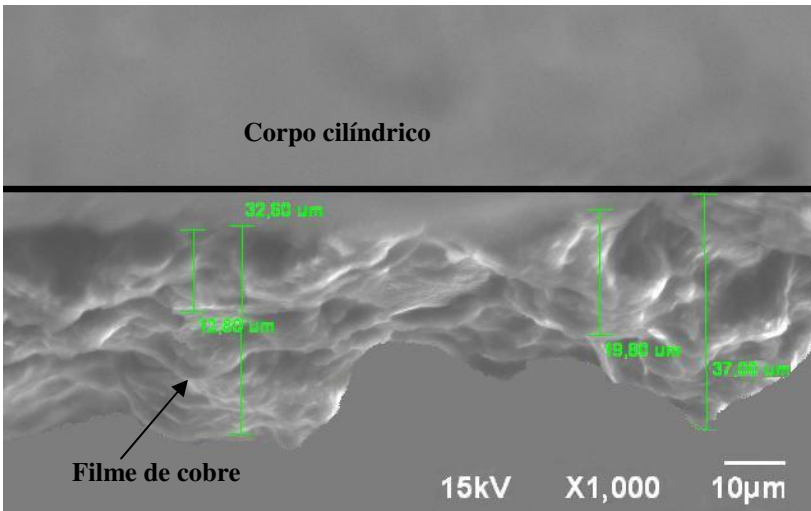


Figura 5.4 - Espessura do filme de cobre aplicado sobre a superfície cilíndrica.

5.4. Ensaios de sinterização

Conforme já mencionando anteriormente realizou-se um ciclo inicial para a união por sinterização dos componentes sem a utilização de uma camada intermediária de cobre e sem a aplicação de pressão de contato, ou seja, a carga foi o próprio peso e o agente formador de fase líquida o cobre já presente na composição química das misturas. O resultado desse ciclo foi tomado como referencial para a definição dos parâmetros mais adequados para realizar a sinterização dos lotes de corpos de prova a serem utilizados nos ensaios de avaliação da interface de junção e do comportamento mecânico.

Os corpos constituídos de ferro puro, Fe+2%Cu e Fe+4% após a sinterização não apresentaram resistência mecânica suficiente e romperam durante a retirada do forno de sinterização. A amostra contendo 6% de cobre apresentou uma boa resposta e sua microestrutura pode ser visualizada na figura 5.5. As imagens revelam uma junção satisfatória na região central da amostra, porém à medida que se afasta do núcleo para as extremidades percebe-se a formação de uma descontinuidade separando as duas metades do componente. Essa descontinuidade é observada ao redor de toda a periferia da amostra e constitui um fator de concentração de tensão, conseqüentemente diminuindo a resistência mecânica do componente. A descontinuidade

possui extensão diferente dependendo da região da amostra atingindo no máximo 400 μm e uma largura máxima de 40 μm .

A formação da descontinuidade pode ter sua origem associada à falta de pressão para manter as superfícies a serem unidas num grau de contato que garantisse a união durante a sinterização ou a ausência de camada intermediária para a geração de fase líquida que facilitaria a junção dos componentes.

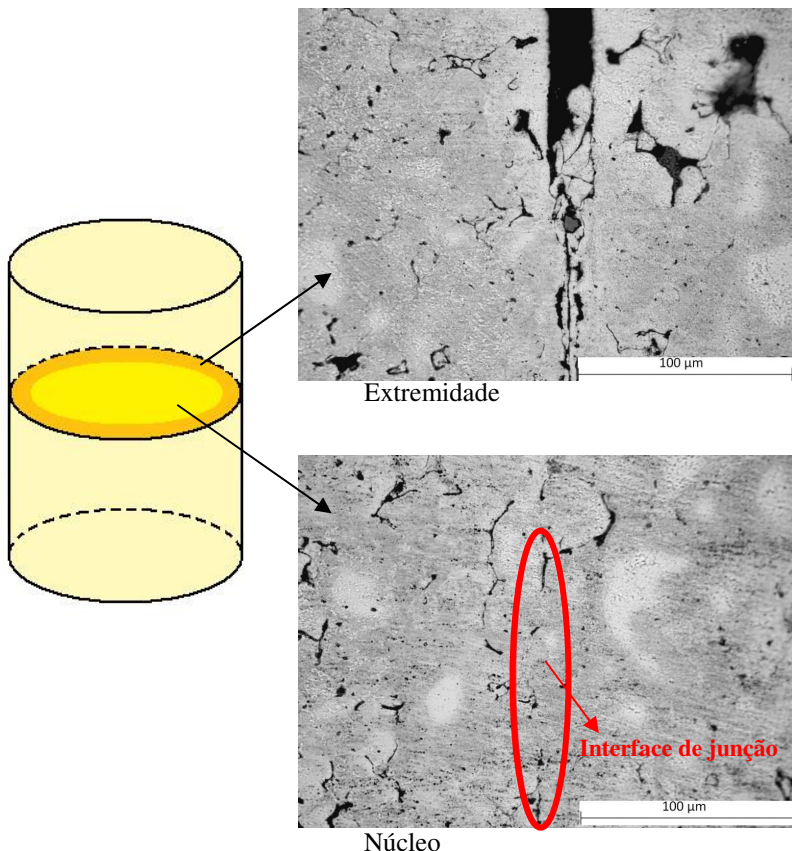


Figura 5.5 – Micrografia óptica de amostra Fe-6%Cu sinterizada sem camada intermediária e sem pressão de contato.

A ocorrência de união com baixa resistência mecânica para as amostras com teor de cobre inferior a 6 % se deve principalmente a ausência de fase líquida suficiente, na interface de junção, para o molhamento das superfícies que aceleraria a cinética de difusão e formação de contato entre as partículas promovendo uma união mais resistente.

Dessa maneira, ficou definida a utilização da camada intermediária de cobre e de pressão de contato para o processo de união por sinterização nesse estudo.

Apesar dos demais ciclos de sinterização serem realizados com a aplicação do filme de cobre e pressão de contato, novamente as amostras de ferro puro e Fe+2%Cu não apresentaram boa resistência mecânica ao manuseio e romperam na interface de junção. Evidenciando que para essas composições não havia na interface de junção uma quantidade mínima de agente formador de fase líquida para promover uma união resistente. No processo de soldagem por difusão a união pode ocorrer sem a necessidade de fase líquida. Entretanto, esse tipo de processo requer aplicação de elevadas pressões de contato (tipicamente de 10 a 100 MPa) podendo provocar distorção dimensional, é altamente sensível à limpeza das superfícies e os ciclos de aquecimento possuem elevada duração, pois a difusão sem a ajuda de uma fase líquida é mais lenta.

Assim optou-se por realizar a união por sinterização dos componentes compactados com as misturas de ferro contendo 4% e 6% de cobre. Os resultados obtidos serão mostrados nessa etapa da pesquisa. Será também discutida a influência do tempo e temperatura na interface de junção e resistência mecânica da junta.

5.4.1. Avaliação dimensional e densificação

Algumas aplicações exigem estreitas tolerâncias dimensionais, uma alta variação dimensional pode comprometer a eficácia de um processo de fabricação. O grau de densificação interfere nas propriedades mecânicas do sinterizado. Por isso aqui discutiremos a variação dimensional e densificação obtida na união por sinterização dos componentes de ligas ferrosas.

A tabela 5.2 mostra que houve uma variação do diâmetro (d) e altura (h) em torno de 1% para ambas as dimensões, em todas as amostras. Percebe-se que o aumento de temperatura de união e do teor de cobre originou uma maior variação dimensional. Esse aumento de

variação dimensional já era esperado, pois em trabalho anterior realizado pela HÖGANAS (com o mesmo pó de ferro utilizado nessa pesquisa e com parâmetros semelhantes de sinterização e compactação) verificou-se uma variação dimensional de 0,7% para amostras sinterizadas com 2% de cobre e uma variação dimensional de 2,1% para amostras contendo 5% de cobre.

Tabela 5.2 – Variação dimensional e densificação dos corpos unidos por sinterização.

Parâmetros de sinterização			ρ (g/cm ³)		Variação Dimensional (%)			
%Cu	T (°C)	T (min)	Verde	Sinterizado	d	m	h	ρ
4	1120	30	6,72	6,54	1,0	-0,9	-0,2	-2,6
		60	6,69	6,49	0,8	-1,1	-0,4	-3,0
	1150	30	6,74	6,46	1,1	-1,2	-0,9	-4,2
		60	6,79	6,51	1,0	-1,0	-1,2	-4,1
6	1120	30	6,81	6,40	1,1	-1,3	-1,2	-6,0
		60	6,82	6,43	1,4	-1,6	-1,2	-5,7
	1150	30	6,79	6,36	1,5	-1,5	-1,1	-6,4
		60	6,81	6,35	1,5	-1,7	-1,0	-6,8

Houve um inchaço das amostras, justificando a variação dimensional positiva para os diâmetros e negativa para as alturas. Esse inchaço se deve ao fato que as temperaturas de sinterização foram superiores a 1084 °C (temperatura de fusão do cobre), portanto já havia presença de fase líquida formada pelo cobre nos primeiros minutos de sinterização. O cobre líquido penetra progressivamente nos contornos de grão do ferro formando um filme entre as partículas, otimizando os contatos e facilitando a difusão. Assim, onde originalmente havia cobre sólido se torna região de porosidade secundária, podendo originar o fenômeno de inchaço. Este é um comportamento clássico para o sistema Fe-Cu, que na faixa de temperatura entre 1120°C e 1150°C tem solubilidade de cobre em ferro da ordem de duas vezes superior à solubilidade de ferro em cobre, o que resulta em inchaço do sinterizado.

Essa variação de diâmetro e de altura também pode estar associada a distorção dimensional provocada pela pressão de contato aplicada aos componentes.

Em temperaturas mais altas e com maior teor de cobre esse fenômeno de inchaço torna-se mais pronunciado. Por isso, os ciclos de sinterização realizados com as amostras contendo maior teor de pó de cobre e em temperaturas mais elevadas apresentaram maior variação dimensional.

Assim como ocorrido com a variação dimensional as amostras com maior teor de cobre e sinterizadas às temperaturas mais elevadas apresentaram uma maior variação de densidade.

Normalmente no processo de sinterização ocorre uma densificação dos componentes. Entretanto, nessa pesquisa observou-se uma redução da densificação em comparação com a densidade a verde. Uma explicação para esse fato reside na baixa pressão de vapor do cobre ($3,79 \times 10^{-4}$ torr a 1085 °C), com a combinação de baixa pressão da atmosfera e temperatura de sinterização o sistema atingiu a pressão de vapor do cobre provocando sua evaporação para a atmosfera de sinterização.

O cobre possui uma densidade maior que o ferro puro, por consequência a perda de cobre acarreta numa diminuição da densidade do componente sinterizado. À temperaturas mais elevadas ocorre maior perda de cobre, assim como corpos contendo maior percentual de cobre em sua composição possuem uma maior quantidade do elemento para perder justificando os resultados obtidos nesse trabalho.

5.4.2. Caracterização da interface de junção

Do ponto de vista macroestrutural as uniões, mostradas na figura 5.6, apresentaram uma linha de junção visível. As figuras 5.7 a 5.14 são referentes às interfaces de junção dos componentes obtidos por união por sinterização.



Figura 5.6 – Vista geral dos componentes obtidos por união por sinterização.

As interfaces de junção revelam que o processo de união por sinterização ocorreu sem a formação de camadas intermediárias. A solubilidade do cobre no ferro para a faixa de temperatura (1120°C e 1150°C) utilizada nesse trabalho permite que o cobre forme solução sólida com o ferro e não gere compostos intermediários.

De uma maneira geral, independente do tempo e temperatura de sinterização as amostras apresentaram uma interface de junção homogênea e com porosidade residual típica de materiais sinterizados. Porém, assim como nas amostras sinterizadas sem pressão de contato e sem camada intermediária de cobre nas suas extremidades percebe-se a formação de uma descontinuidade entre o par de cilindros, o qual aumenta conforme diminui o tempo e temperatura de sinterização. Essa descontinuidade diminui à medida que se avança para o núcleo das amostras, está presente em toda a periferia da amostra, não possui um comprimento característico, e na maioria dos casos desaparece abruptamente.

Para as amostras sinterizadas à temperatura de 1120°C essa descontinuidade teve valores de largura medidos na faixa de 40 μm , como é visível nas figuras 5.7a, 5.8a 5.11a e 5.12a. E para as amostras sinterizadas a 1150 °C a descontinuidade diminui para valores próximos de 10 μm (figuras 5.9a, 5.10a e 5.13a), desaparecendo para a amostra sinterizada com teor de 6% de cobre (figura 5.14 a).

A existência de uma descontinuidade entre as partes do compromete a resistência mecânica das uniões e sua origem pode estar atrelada a uma concentração da pressão de contato no centro das amostras, a ausência de fase líquida nas extremidades devido à perda de cobre para a atmosfera de sinterização ou ainda aos corpos apresentarem as bordas arredondadas devido ao processo de lixamento.

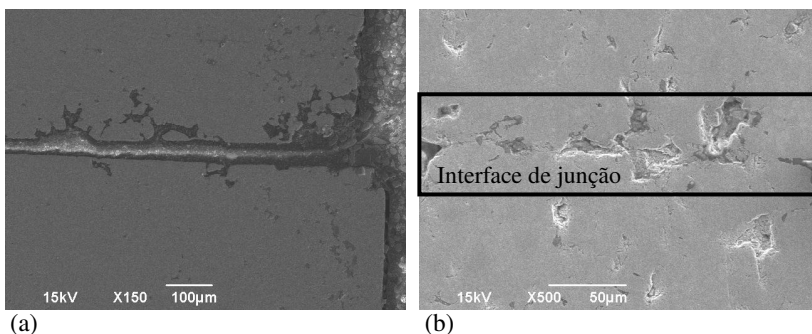


Figura 5.7 – Interface de junção da amostra Fe-4%Cu sinterizada a 1120 °C por 30 min: (a) extremidade (b) núcleo.

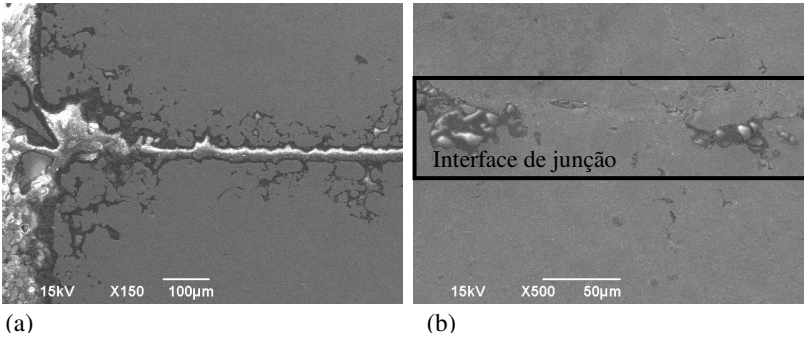


Figura 5.8 – Interface de junção da amostra Fe-4%Cu sinterizada a 1120 °C por 60 min: (a) extremidade (b) núcleo.

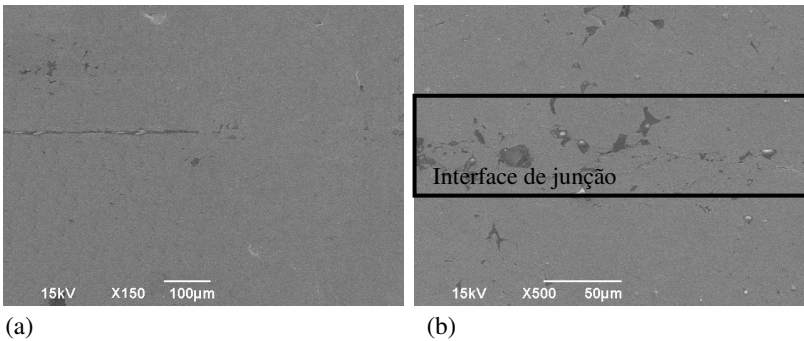


Figura 5.9 – Interface de junção da amostra Fe-4%Cu sinterizada a 1150 °C por 30 min: (a) extremidade (b) núcleo.

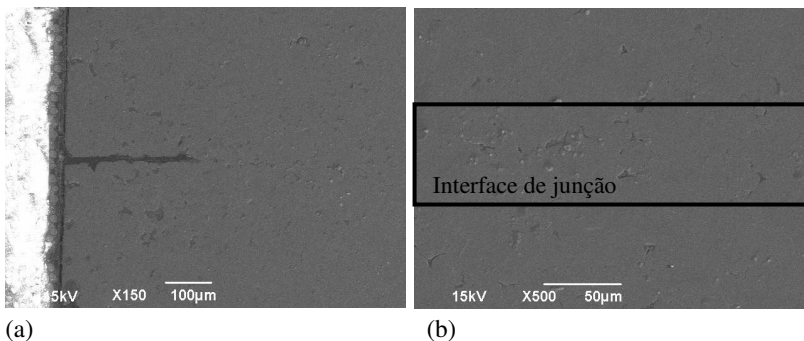
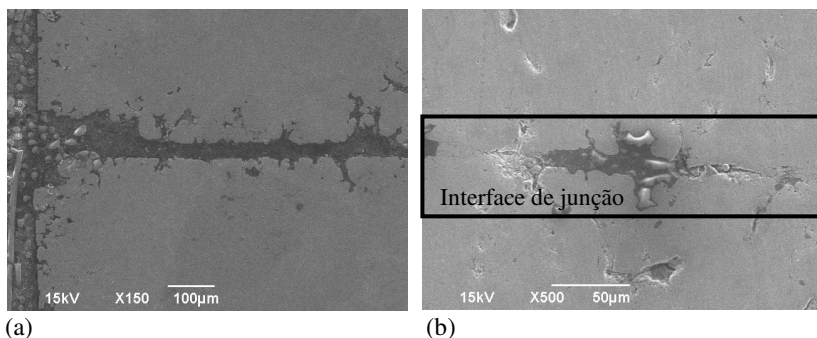


Figura 5.10 – Interface de junção da amostra Fe-4%Cu sinterizada a 1150 °C por 60 min: (a) extremidade (b) núcleo.

As figuras 5.7b e 5.8b mostram que a temperatura de 1120 °C, para as amostras com composição de 4% de cobre, não foi suficiente para a eliminação total da linha de junção e que o aumento no tempo de sinterização melhorou a homogeneidade e eliminou porosidade.

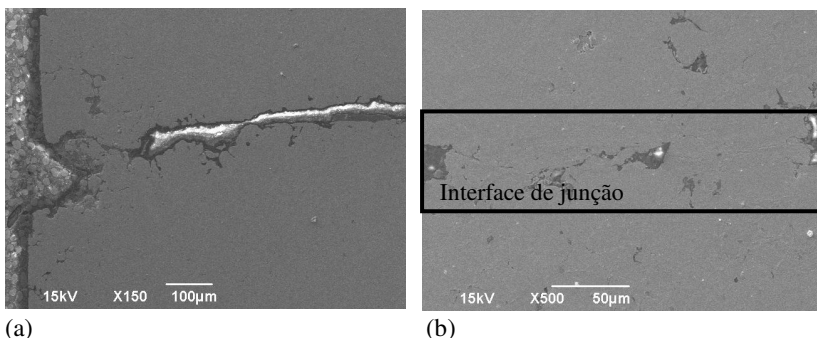
As figuras 5.9a, 5.9b, 5.10a e 5.10b indicam que a utilização de uma temperatura mais elevada de sinterização eliminou a linha de junção no núcleo da amostra sinterizada no ciclo mais longo e reduziu a extensão do espaçamento na extremidade.



(a)

(b)

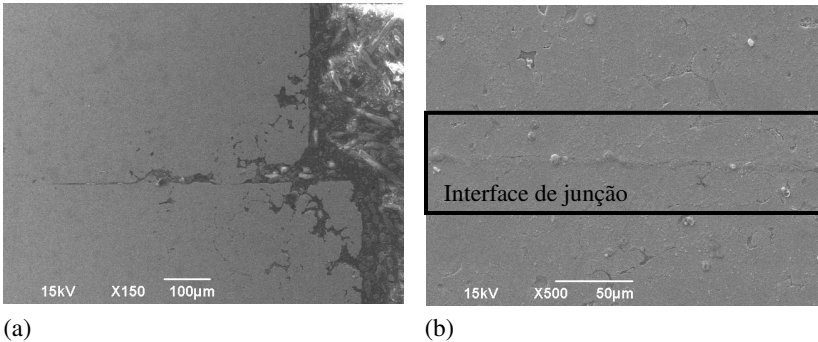
Figura 5.11 – Interface de junção da amostra Fe-6%Cu sinterizada a 1120 °C por 30 min: (a) extremidade (b) núcleo.



(a)

(b)

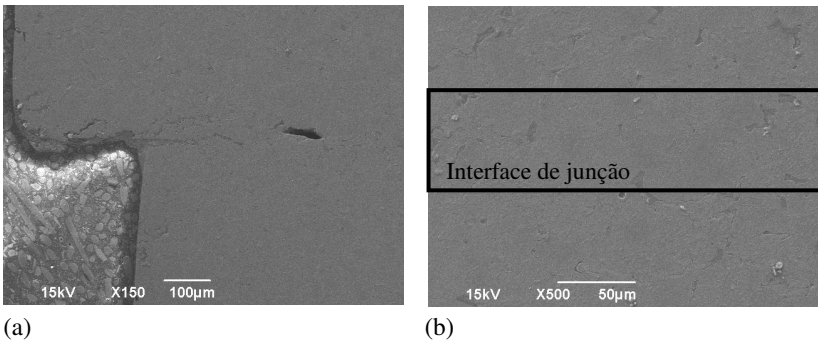
Figura 5.12 – Interface de junção da amostra Fe-6%Cu sinterizada a 1120 °C por 60 min: (a) extremidade (b) núcleo.



(a)

(b)

Figura 5.13 – Interface de junção da amostra Fe-6% Cu sinterizada a 1150 °C por 30 min: (a) extremidade (b) núcleo.



(a)

(b)

Figura 5.14 – Interface de junção da amostra Fe-6% Cu sinterizada a 1150 °C por 60 min: (a) extremidade (b) núcleo.

As figuras 5.11b, 5.12b, 5.13b e 5.14b mostram que o mesmo comportamento observado nas amostras com teor de 4% de cobre se repete para aquelas contendo 6% de cobre, ou seja, o aumento no tempo de sinterização melhorou a homogeneidade e eliminou porosidade.

Observando as figuras 5.7a, 5.13a e 5.14a nota-se que o dispositivo utilizado para aplicar a pressão de contato não garantiu o alinhamento das amostras e ocorreu um desalinhamento entre o par de cilindros durante a união por sinterização. Esse desalinhamento se deve principalmente ao fechamento do forno de sinterização que causava uma vibração do dispositivo. Dessa maneira, seria interessante utilizar um dispositivo que evitasse esse efeito e garantisse o alinhamento entre o par de componentes.

Analisando as interfaces de junção de todas as amostras percebe-se que a temperatura exerce um papel fundamental na qualidade da junta. As amostras sinterizadas a temperatura de 1150°C apresentaram características que revelam uma união com qualidade e sanidade muito superiores àquelas sinterizadas a 1120°C. O tempo também influenciou as interfaces de junção, ainda que com uma intensidade menor comparativamente a influência da temperatura. O ciclo mais longo apresentou melhores resultados. Outro fator que favoreceu a qualidade da junção foi o aumento do teor de cobre na mistura.

Como já mencionado anteriormente a elevação de temperatura, e quantidade de fase líquida aceleram a cinética de difusão e um maior tempo de sinterização permite uma maior ação dos mecanismos de difusão, essa combinação de fatores promove uma ligação mais forte entre as partículas, justificando os resultados obtidos nessa etapa da pesquisa.

5.4.3. Caracterização mecânica

A tabela 5.3 apresenta os valores de resistência à flexão obtidos para amostras de ferro puro e Fe+6%Cu compactadas numa única etapa com as mesmas dimensões que os componentes unidos por sinterização, e ensaiadas em condições semelhantes. As amostras foram sinterizadas a 1150°C durante 60 min. Os resultados mostram que o endurecimento provocado pela solução sólida de cobre em ferro aumentou a resistência à flexão para as amostras contendo 6% de cobre. Entretanto, é importante ressaltar que devido à relação da altura com o diâmetro dos corpos de prova, pode haver porosidade residual na zona neutra (região onde as partículas de pós sofrem menor influência do processo mecânico da compactação) diminuindo a resistência mecânica.

Tabela 5.3 – Resistência à flexão para amostras produzidas numa única etapa de compactação.

Amostra	Tensão de flexão (MPa)	Desvio padrão
Fe puro	447,35	20,93
Fe + 6% Cu	576,84	12,29

As figuras 5.15 e 5.16 apresentam os valores de tensão de flexão em 3 pontos para as uniões dos componentes de ligas Fe-Cu através do processo de sinterização. Comparando-se esses resultados com os valores medidos para os componentes compactados numa única etapa

percebe-se uma fragilização intensa das amostras. A baixa resistência mecânica obtida está associada à presença de descontinuidade na extremidade da interface de junção que constitui um fator de concentração de tensão, portanto diminuindo a resistência à flexão. Além de que em ensaios de flexão em 3 pontos, a seção transversal central é a região submetida a maior tensão, sendo que essa região constituía a interface de junção, que é o ponto de maior fragilidade para as amostras unidas.

A fragilização foi mais evidente para as amostras sinterizadas à temperatura de 1120 °C, como era esperado pelas análises das interfaces de junção que apresentavam uma maior quantidade de defeitos, atingindo apenas valores próximos dos 3% daqueles medidos nos corpos sem junção. As medidas de resistência à flexão e os desvios padrões relatados não permitem realizar afirmações quanto à influência do parâmetro tempo para essa temperatura de sinterização.

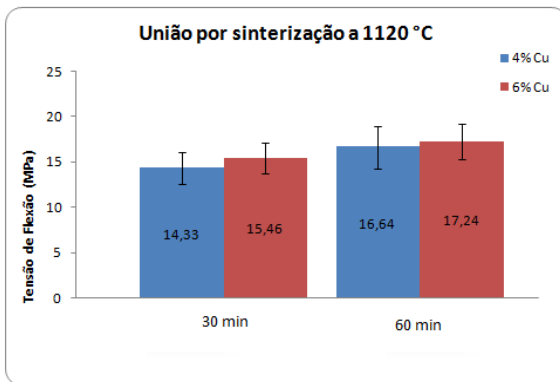


Figura 5.15 – Resistência à flexão das amostras sinterizadas a 1120°C.

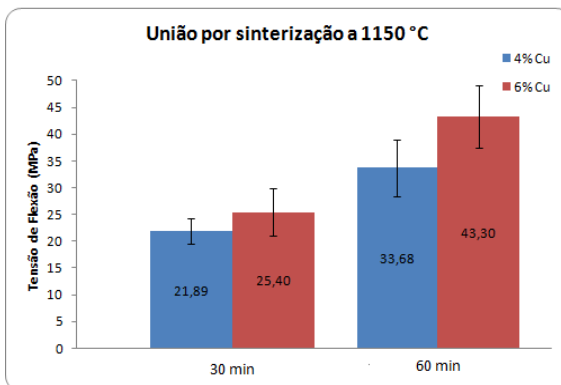


Figura 5.16 – Resistência à flexão das amostras sinterizadas a 1150°C.

As amostras sinterizadas à 1150 °C, figura 5.16, apresentaram maior resistência mecânica, e percebe-se que o ciclo mais longo resultou em melhor resistência à flexão, na ordem de 10% comparativamente aos corpos compactados numa única etapa.

O rompimento de todas as amostras, independente das condições de processamento se deu na seção transversal central (interface de junção) do corpo de prova, conforme esperado, e suas superfícies de fratura são mostradas na figura 5.17 e 5.18 obtidas por MEV.

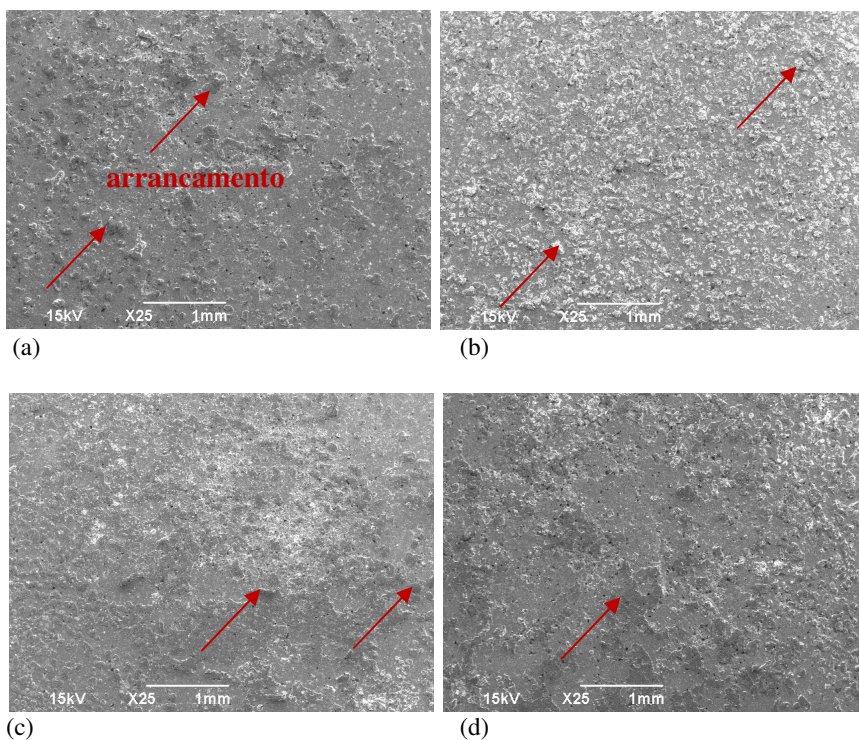


Figura 5.17 – Superfícies de fratura das amostras Fe-4% Cu unidas por sinterização: (a) 1120 °C - 30 min (b) 1120 °C - 60 min (c) 1150 °C - 30 min (d) 1150 °C - 60 min.

Não foi possível visualizar uma alteração na forma de ruptura das uniões, como mostram as figuras 5.17 e 5.18, e sempre foi observado o arrancamento de material nas superfícies de fratura. Esse arrancamento

de material é um indicativo da ocorrência de união entre as duas metades distintas do componente.

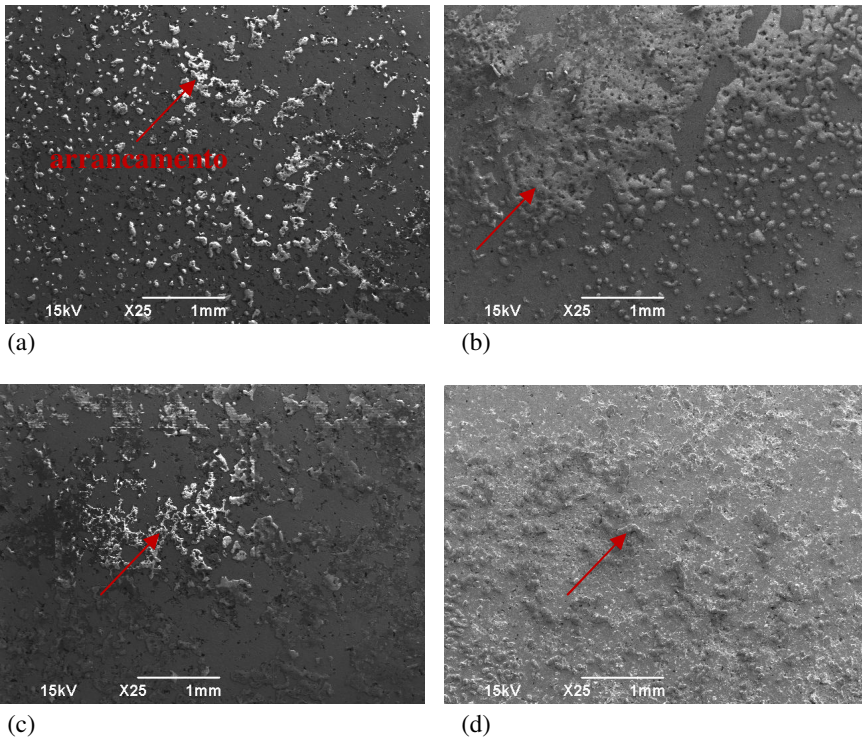


Figura 5.18 – Superfícies de fratura das amostras Fe-6% Cu unidas por sinterização: (a) 1120 °C - 30 min (b) 1120 °C - 60 min (c) 1150 °C - 30 min (d) 1150 °C - 60 min.

Com base na forma da fratura e nos ensaios de flexão pode-se afirmar que a interface de junção é o ponto fraco da união, principalmente devido a existência de descontinuidade de matéria na periferia dessa interface. E que temperaturas mais altas promovem uma ligação mais forte entre as superfícies.

6. CONCLUSÕES

Neste trabalho conseguiu-se a união de componentes de ligas de ferro e cobre através de sinterização, mostrando a viabilidade da utilização desse método para a produção de componentes com geometria complexa e que necessitam serem compactados ou moldados em partes separadas.

Nos ensaios de sinterização comprovou-se a necessidade de utilização de camada intermediária de cobre e pressão de contato para uma junção de boa qualidade dos componentes de ferro puro e ligas de ferro e cobre (com percentuais em peso de cobre inferiores a 6%). Outra informação fornecida foi que o processo de união por sinterização para componentes de ferro exige uma quantidade mínima de 4% em peso de cobre para promover uma união com resistência mecânica suficiente ao manuseio.

Os componentes sinterizados apresentaram uma variação dimensional típica do sistema Fe-Cu e uma diminuição de densificação provocada pela evaporação de cobre das amostras, devido às condições de sinterização.

As amostras apresentaram uma interface de junção homogênea, sem a formação de camada de compostos intermediários. Porém, a maioria das amostras apresentou descontinuidade na extremidade das duas metades unidas. O aumento de tempo e temperatura de sinterização resultou em uma junção mais homogênea, menor presença de defeitos e eliminação de linha de junção.

O dispositivo utilizado para a aplicação de pressão de contato não assegurou um correto alinhamento entre o par de componentes unidos.

Os componentes unidos apresentaram resistência à flexão em 3 pontos inferior aos componentes produzidos numa única etapa de compactação. Entretanto, os componentes que foram obtidos pela união à temperatura de 1150°C durante 60 minutos possuem uma resistência à flexão de 40 MPa, o que os torna viável para muitas aplicações. As superfícies de fratura de todas as amostras, independente de tempo e temperatura de processo de união, apresentaram sinais de arrancamento de material, o que é indicativo da ocorrência de junção.

Através da análise dos resultados obtidos em todas as etapas dessa pesquisa pode-se afirmar que à medida que aumenta o tempo, temperatura e teor de cobre obtém-se uma junção com maior qualidade e resistência mecânica.

7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Considerando-se os resultados obtidos nesse trabalho para pesquisas futuras nessa área, sugere-se:

- Verificar a influência da densidade à verde na qualidade final da junção;
- Estudar a união por sinterização para componentes de ligas de ferro contendo teores de cobre superiores a 6% em peso;
- Verificar a influência da pressão de contato, variando a carga aplicada, na qualidade da junção e distorção dimensional;
- Utilizar como camada intermediária folhas de cobre, com dimensões variadas.

8. REFERÊNCIAS

ASKELSEN, O.M. *Diffusion Bonding of Ceramics*, J. Mater. Sci., Vol 27, p 569–579, 1992.

BINDER, C. *Desenvolvimento de novos tipos de aços sinterizados autolubrificantes a seco com elevada resistência mecânica aliada a baixo coeficiente de atrito via moldagem de pós por injeção*. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2009.

BRAZING ALLOYS, Disponível em: www.brazingalloys.net/diffusion-brazing.html Acesso em: 10 de fevereiro de 2009.

BRITO, F. G.; MEDEIROS, K. F.; LOURENÇO, J. M. *Um estudo teórico sobre a sinterização na metalurgia do pó*. Holos, Ano 23, Vol. 3, p. 204-211, 2007

FERREIRA, J. M. G., *Tecnologia da pulverometalurgia*, Fundação Calouste Gulbenkian, 2002.

GALIOTTO, A. *Estudo da sinterabilidade de materiais ferrosos contendo elevados teores de sulfetos como aditivos*. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.

GERMAN, R. M.; BOSE, A. *Injection Molding of Metals and Ceramics*. Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ, 1997.

GERMAN, R. M. *Powder Metallurgy of Iron and Steel*, New York, N.Y.: John Wiley & Sons Inc, 1st Ed., 1998.

GERMAN, R. M. *Powder Metallurgy Science*, 2nd. Ed. Princeton, New Jersey: Metal Powder Industries Federation, 1994. 472 p.

GERMAN, R. M. *Sintering - Theory and Practice*, 1ST Ed., John Wiley & Sons, Inc., 1996.

GUEDES, A. J. R. *Ligação de uma liga γ -TiAl por brasagem por difusão*. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Universidade do Minho, 2004.

HÖGANAS. *Iron and steel powders for sintered components*. Disponível em: <http://www.hoganas.com> Acesso em: 10 de fevereiro de 2009.

HUPPMANN, W.J. *The Elementary Mechanisms of Liquid Phase Sintering: II – Solution – Reprecipitation*. Zeitschrift für Metallkunde. v.12, n.70, p. 792-797, 1979.

JACOBSON, D. M.; HUMPSTON, G. *Principles of Brazing*, ASM, 2005.

KAY, W. D. *ASM Handbook, Vol 6, Welding, Brazing and Soldering*, ASM International, 1993.

KAYSSER, W. A. *Dr. rer.nat.* Thesis – University of Stuttgart, 1978.

LENEL, F.V. *Powder Metallurgy: Principles and Applications*, Princeton, NJ: Metal Powder Industries Federation, 1980.

LOURENÇO, J. M. *Evolução microestrutural de ferro puro e ligas ferrosas sinterizadas por plasma*. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2004.

MACDONALD, W. D.; EAGAR T. W. *Isothermal Solidification Kinetics of Diffusion Brazing*, Met. and Mater. Trans. A, Vol 29A, p. 315–325, 1998.

MAGEE, B. E. *Mechanisms of liquid-phase sintering in Fe-Cu mixture*. Thesis for the degree of master of applied science, Department of Metallurgy, The University of British Columbia, 1975.

METALS HANDBOOK. *American Society for Metals*, v. 8, p. 293, Ohio, 1973.

MOON, J. R. *Sintering of metal powders*. Powder Metall. Inter., v.3, n.3, p. 147-152, 1979.

MORI, R. M. *Estudo da metalização e dos parâmetros de brasagem em uniões $Al_2O_3/Fe-Ni-Co$* . Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

NARASIMHAN, K.S. *Sintering of powder mixtures and the growth of ferrous powder metallurgy*. Materials Chemistry and Physics, v.67, p.56- 65, 2001

NEVES, M. D. M. *Sinterização de misturas de pós de ligas de ferro para aplicações automotivas*. Tese (Doutorado em Ciências em Tecnologia Nuclear-Materiais) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.

OREL, S. V.; PAROUS, L. C.; GALE, W. F. *Welding Research Supplement I*, 1995.

PACHECO, P. D. et al. *Obtenção de ligas de Fe-Cu via metalurgia do pó: microestrutura, dureza e limite de escoamento*. Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, v. 26, n 3, p. 121-125, 2007.

THÜMMLER, F.; OBERACKER, R. *An Introduction to Powder Metallurgy*. Great Britain: The institute of Materials, 1993. 332p.

RABIN, B. H.; GERMAN, R, M. *Developments in liquid phase sintering*, Metal Powder Report, v.3, p. 183-188, 1986.

ZHANG, S. X. et al. *Sinter bonding sticks MIM ahead again*, Metal Powder Report, v. 58, p. 20-23, 2003.