

UNIVERSIDADE PRESBITERIANA MACKENZIE
MESTRADO PROFISSIONAL EM
ENGENHARIA DOS MATERIAIS

CLAUDIO DOMINGOS DE ABREU

**ESTUDO DA DEPENDÊNCIA DA CONDUTIVIDADE COM A MICROESTRUTURA
DE LIGAS Cu-Ni COM DIFERENTES DOPAGENS**

São Paulo
2010

Livros Grátis

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

CLAUDIO DOMINGOS DE ABREU

**ESTUDO DA DEPENDÊNCIA DA CONDUTIVIDADE COM A MICROESTRUTURA
DE LIGAS Cu-Ni COM DIFERENTES DOPAGENS**

Dissertação de Mestrado apresentada à
Universidade Presbiteriana Mackenzie, como
requisito parcial à obtenção do título de
Mestre Profissional em Engenharia de
Materiais.

ORIENTADOR: PROF. DR JUAN ALFREDO GUEVARA CARRIÓ

São Paulo
2010

A162e Abreu, Claudio Domingos de.

Estudo da dependência da condutividade com a microestrutura de ligas Cu-Ni com diferentes dopagens / Claudio Domingos de Abreu – 2010.

100 f. : il. ; 30 cm.

Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) –
Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, 2009.

Bibliografia: f. 76-78.

1. Ligas. 2. Cobre-níquel. 3. Microestrutura. 4. Resistividade. 5.
Condutividade elétrica. I. Título.

CDD 621.3

CLAUDIO DOMINGOS DE ABREU

**ESTUDO DA DEPENDÊNCIA DA CONDUTIVIDADE COM A MICROESTRUTURA
DE LIGAS Cu-Ni COM DIFERENTES DOPAGENS**

Dissertação de Mestrado apresentada à
Universidade Presbiteriana Mackenzie, como
requisito parcial à obtenção do título de
Mestre Profissional em Engenharia de
Materiais.

Aprovado em 09 de fevereiro de 2010

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Juan Alfredo Guevara Carrió

Profa. Dra. Denise Ribeiro dos Santos

Prof. Dr. Waldemar Alfredo Monteiro

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a:

A minha mãe Maria Dorigo,

Ao meu pai Antonio Valério,

A minha esposa Isabel Mantovani

Ao meu filho Anderson, que são minha

fonte de inspiração no decorrer de toda essa jornada,

pois me ensinaram com amor e carinho, o poder da educação.

*“Ensina a criança no caminho em que deve andar, e, ainda quando velho não desviará dele”. **Provérbios 22:6.***

OBRIGADO!

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Juan Alfredo Guevara Carrió, que soube com excelência me orientar a respeito dos rumos que deveria seguir, sem nunca me deixar desprovido das informações que precisava para chegar até aqui.

Ao Prof. Dr. Antônio Hortêncio Munhoz Jr, sempre muito atencioso e simpático em todas as vezes que o procurei. Continuamente preocupado em prover recursos para professores e alunos.

A Profa. Dra. Denise Ribeiro dos Santos, por sua simpatia, dedicação e por usar um tempo precioso de seus dias, para corrigir minha dissertação e me orientar com informações essenciais para o entendimento e continuação de minhas tarefas.

Ao Prof. Dr. Jan Vatauvuk, pela orientação e profundos conhecimentos divididos durante o curso.

Ao Prof. Dr. Waldemar Alfredo Monteiro, por me ajudar no entendimento das amostras e permitir que usasse parte dos resultados de seu trabalho em minha dissertação.

Ao Prof. Dr. Mauro César Terence, sempre educado e atencioso com os alunos, me auxiliou na dissertação com espectroscopia de infravermelho.

A Profa.Dra. Leila Figueiredo de Miranda, por todo o conhecimento passado em suas aulas, por sua gentileza e dedicação com que recebe seus alunos.

Ao Sr. Jose Carlos Agrelo Lusquinos, meu diretor e amigo, que me proporcionou de maneira muito generosa, alcançar mais essa degrau em minha vida.

A minha esposa e filho que tiveram paciência e compreensão nos períodos que estive ausente.

Ao Sr. Rogério Aparecido Lopes da Silva, laboratorista, que me passou muito de seu conhecimento e sempre esteve a minha disposição.

Ao Mackpesquisa, por me auxiliar financeiramente, permitindo apresentasse meu artigo durante a participação do PTECH, 2009 em Atibaia.

E a todos os amigos que me incentivaram, a continuar nessa trajetória, rumo ao conhecimento.

RESUMO

O cobre e suas ligas têm diferentes aplicações sendo usado desde a produção artesanal de utensílios e esculturas até o processamento de componentes elétricos ou eletrônicos empregados em equipamentos sofisticados e destaca-se como material condutor devido à alta condutividade elétrica e térmica. Suas propriedades mecânicas são moderadas, tais como, alta resistência à corrosão e elevada ductilidade. A escolha do cobre como material de estudo foi motivada por seu alto índice de consumo, pois o cobre é o terceiro metal mais utilizado no mundo. O cobre pode ser usado puro ou ligado a outro metal e dependendo da concentração, pode ter suas características alteradas. Em situações onde é necessária maior resistência mecânica, sem alteração das propriedades elétricas e térmicas, pode-se utilizar um ou mais elementos em concentrações específicas para se obter o resultado pretendido. Nos materiais fundidos o aumento percentual dos elementos de liga em busca da melhoria da propriedade mecânica pode causar uma diminuição da condutividade elétrica. No processo de metalurgia do pó a presença de porosidade no interior de uma estrutura, indica dissolução inadequada dos elementos de liga, que pode resultar numa baixa condutividade elétrica, levando a necessidade de corrigir com tratamentos térmicos. Com objetivo de observar a dependência da condutividade com a microestrutura de ligas Cu-Ni, dopadas com Cr, Al, Sn, Pt com diferentes dopagens os pós-metálicos foram misturados e compactados em pressão uniaxial a frio de aproximadamente 300MPa e as amostras foram sinterizadas com temperaturas entre 700 e 800°C por um período de 5400 segundos. As ligas foram caracterizadas por microscopia ótica, por condutividade elétrica, dureza Vickers, espectroscopia de infravermelho e difratometria de raio x. A partir dos resultados de condutividade, já alcançados em materiais preparados por processo de fundição e os decorrentes, determinados por metalurgia do pó, realizou-se um estudo comparativo entre essas duas tecnologias. Pode-se observar que em materiais fundidos o aumento dos elementos de liga e a deformação plástica prejudica condutividade elétrica e em metalurgia do pó, quanto menos porosidade tiver o material final, melhor será o resultado de condutividade.

Palavras-chave: ligas; cobre-níquel; microestrutura; resistividade; condutividade elétrica.

ABSTRACT

Copper and its alloys have various applications from manufactured artefacts to sophisticated equipments and stands out as conductive material due to high electrical and thermal conductivity. Its mechanical properties are moderate, as high corrosion resistance, high ductility. The choice of copper as a study material was motivated by the high consumption, since copper is the third most used metal in the world. Copper can be used alone or combined with other metal and depending on the concentration, can change its characteristics. In situations where it is required greater mechanical strength, without changing its electrical and thermal properties, one or more elements can be used in specific concentrations to achieve the desired result. In cast materials increase the percentage of alloying elements can cause a decrease in electrical conductivity. In the process of powder metallurgy the presence of porosity within a structure, indicates inadequate dissolution of the alloy elements, resulting in low electrical conductivity which can be fixed with thermal treatment. In order to observe the dependence of the conductivity with the microstructure, Cu-Ni alloys were doped with Cr, Al, Sn and Pt. The metallic powder were mixed or and compressed in cold uniaxial pressure of 300 MPa. After that, the samples were sintered at temperatures between 700 and 800 ° C for a period of 5400 seconds. The alloys were characterized by optical microscopy, electrical conductivity and Vickers hardness, infrared spectroscopy and x-ray diffraction. The conductivity results already achieved in materials prepared by the casting process and the resulting determined by powder metallurgy, there was a comparative study between these two technologies. It can be observed that the increase in cast materials of alloys and plastic deformation affect the electrical conductivity and powder metallurgy, the less porosity have the final material, the better the results of conductivity.

Keywords: alloy; copper-nickel; microstructure; resistivity; electrical conductivity.

SUMÁRIO

RESUMO	i
ABSTRACT	ii
SUMÁRIO	iii
LISTA DE FIGURAS	vi
LISTA DE TABELAS	ix
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 OBJETIVOS GERAIS.....	2
1.2 OBJETIVO ESPECÍFICO.....	2
1.3 JUSTIFICATIVA.....	3
2 REVISÃO BIBLIOGRAFICA	3
2.1 MICROESTRUTURA DOS MATERIAIS.....	3
2.1.1 Estrutura Cristalina.....	4
2.1.2 Redes Cristalinas.....	4
2.2 DEFEITOS NAS REDES CRISTALINAS.....	7
2.2.1 Discordâncias.....	7
2.2.2 Contorno de Grão.....	9
2.2.3 Contorno de Macla.....	10
2.3 DUREZA.....	11
2.3.1 Microdureza.....	11
2.3.2 Ensaio de Dureza Vickers.....	12
2.4 COBRE E SUAS LIGAS.....	13
2.4.1 Ligas de Cobre.....	17
2.4.2 Liga Cobre Níquel.....	18
2.5 SOLUÇÃO SÓLIDA.....	20
2.5.1 Soluções sólidas substitucionais.....	21
2.5.2 Diagramas de Equilíbrio.....	21
2.5.3 Solubilização.....	22
2.5.4 Envelhecimento.....	23
2.6 CINÉTICA DE PRECIPITAÇÃO.....	24
2.6.1 Endurecimento por precipitação.....	24
2.6.2 Interação das discordâncias com os precipitados.....	25
2.7 LIGA COBRE ALUMÍNIO.....	26

2.8 LIGA COBRE ESTANHO.....	28
2.9 CONDUTIVIDADE ELÉTRICA.....	30
2.9.1 Resistência Elétrica e Resistividade Elétrica.....	31
2.9.2 Mecanismos de Condução e Bandas de Energia.....	31
2.9.3 Condutividade Elétrica nos Metais.....	35
2.10 FUNDAMENTOS DA METALÚRGIA DO PÓ.....	38
2.10.1 Características do Pó.....	40
2.10.2 Obtenção do Pó.....	40
2.10.3 Compactação.....	43
2.10.4 Mistura e Homogeneização.....	44
2.10.5 Lubrificação.....	45
2.10.6 Sinterização.....	45
2.10.7 Mecanismos para acelerar a sinterização.....	46
2.10.8 Sinterização por Fase Sólida.....	47
2.10.9 Sinterização por Fase Líquida.....	47
2.10.10 Operações Complementares.....	47
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	49
3.1 MATERIAIS.....	49
3.2 FABRICAÇÃO DAS LIGAS.....	50
3.2.1 Preparação das Amostras de Ligas Fundidas.....	50
3.3 MÉTODOS.....	50
3.3.1 Preparação Metalográfica.....	50
3.3.2 Microscopia Óptica.....	52
3.3.3 Microdureza.....	53
3.3.4 Espectroscopia por absorção de infravermelho.....	53
3.3.5 Difractometria.....	54
3.3.6 Condutividade:	55
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	56
4.1 Ligas de CuNiAl, CuNiCr e CuNiSn, por Metalurgia do Pó.....	57
4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROSCÓPICA DAS AMOSTRAS.....	58
4.2.1 Amostras Fundidas.....	58
4.2.2 Amostras por Metalurgia do Pó.....	61

4.2.2.1 Estudo Dimensional das Partículas.....	65
4.3 CONDUTIVIDADE.....	66
4.3.1 Condutividade nas Amostras Fundidas.....	66
4.3.2 Condutividade nas Amostras por Metalurgia do Pó.....	68
4.3.3 Comparação.....	68
4.4 ESPECTROSCOPIA POR ABSORÇÃO DE INFRAVERMELHO.....	69
4.5 DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	70
4.5.1 Difração de Raios x das Amostras Fundidas.	71
4.5.2 Difração de Raio x das Amostras por Metalurgia do Pó.....	72
5 CONCLUSÃO.....	75
BIBLIOGRAFIA.....	76
APÊNDICE.....	79
ANEXOS.....	84

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1: Modelo das 14 redes cristalinas de Bravais. (CULLITY, 2001).....	5
FIGURA 2: Discordâncias em cunha.....	8
FIGURA 3: Defeitos na rede cristalina do tipo discordâncias em cunha e em parafuso..	8
FIGURA 4: Discordância mista.....	9
FIGURA 5: Contorno de grão.....	9
FIGURA 6: Contorno de grão de alto e baixo ângulo.....	10
FIGURA 7: Apresentação de Maclas em uma micrografia.....	11
FIGURA 8: Tipos de impressões que podem ocorrer durante um ensaio Vickers de dureza.....	12
FIGURA 9: Cobre eletrolítico.....	15
FIGURA 10 Crescimento de grão pela difusão atômica. (Callister).....	16
FIGURA 11: Diagrama de Fase da liga Cu-Ni (ASM, 1998).....	20
FIGURA 12: Solução sólida substitucional de cobre em níquel.....	21
FIGURA 13: Ternário Cu-Ni-Al a 900°C indicando formação de solução sólida em liga Cu-10Ni-3Al (ASM, 1998).....	23
FIGURA 14: Ternário Cu-Ni-Al a 500°C indicando formação de precipitado Ni ₃ Al em liga Cu-10Ni-3Al (ASM, 1998)	24
FIGURA 15: Diagrama de Fase da liga Cu-Al.....	27
FIGURA 16: Diagrama de Fase da liga Cu-Sn.....	29
FIGURA 17: Origem das bandas de energia devido à aproximação dos átomos.....	32
FIGURA 18: Efeito da temperatura na condutividade elétrica de vários materiais.....	33
FIGURA 19: Variação da resistividade elétrica com a temperatura para o cobre	34
FIGURA 20: Variação de condutividade elétrica em função da porcentagem do elemento de liga.....	38
FIGURA 21: Fluxograma para a obtenção do produto a partir da metalurgia do pó.....	39
FIGURA 22: Método de atomização vertical e horizontal.....	41
FIGURA 23: Tipos de bocais de atomização.....	41
FIGURA 24: Moinho de bolas utilizado para obtenção do pó.....	42
FIGURA 25: Sequência das operações de compactação.....	43
FIGURA 26: Misturador de pós (RECOMPÓ – PTECH, 2005).....	44
FIGURA 27: Vista esquemática de um forno utilizado para sinterização.....	45

FIGURA 28: configuração geométrica de algumas peças processadas a partir da metalurgia do pó.....	48
FIGURA 29: Amostra de CuNiSn após o processo de embutimento.....	49
FIGURA 30: Rampa para com refrigeração à base de água.....	51
FIGURA 31: Politriz marca Pantec.....	51
FIGURA 32: Microscópio Óptico de Reflexão modelo BX60M.....	52
FIGURA 33: Durômetro 1000TM HXD Pantec.....	53
FIGURA 34: Miliohmímetro, modelo: Agilent 4338B.....	55
FIGURA 35: Processo de fabricação das amostras fundidas.....	56
FIGURA 36: Microestrutura Cu _{98,31%} Ni _{1,12%} Sn _{0,57%} ., fundido. Ampliação 200x.....	59
FIGURA 37: Microestrutura Cu _{97,99%} Ni _{1,55%} Pt _{0,46%} ., Fundido e laminado,Ampliação 200x.....	59
FIGURA 38: Microestrutura da liga Cu _{99,33%} Ni _{0,23%} Pt _{0,43%} . fundido e laminado. Ampliação 100x.....	60
FIGURA 39: Impressão da amostra fundida. Ampliada 200X.....	61
FIGURA 40: Microscopia óptica do corpo de prova Cu _{98,5%} Ni _{1%} Al _{0,5%} . Ampliada 200X.....	61
FIGURA 41: Microscopia óptica do corpo de prova Cu _{98,5%} Ni _{1%} Sn _{0,5%} .. Ampliada 200X.....	61
FIGURA 42: Microscopia óptica do corpo de prova Cu _{98,5%} Ni _{1%} Cr _{0,5%} .. Ampliada 200X.....	62
FIGURA 43: Micrografia do corpo de prova Cu _{98,5%} Ni _{1%} Pt _{0,5%} .. Ampliada 200X.....	62
FIGURA 44: Microestrutura da liga Cu _{98%} Ni _{1%} Al _{1%} . Ampliação 100x.....	63
FIGURA 45: Amostra das partículas de cobre utilizada no processo de Metalurgia do Pó.....	65
FIGURA 46: Partículas de Alumínio.....	66
FIGURA 47: Partícula de Níquel.....	66
FIGURA 48: Partícula de Cromo.....	66
FIGURA 49: Partícula de Estanho.....	66
FIGURA 50: a) Espectro de Infravermelho da amostra tratada a 800°C durante 10 horas.	69
FIGURA 50: b) Espectro de Infravermelho da amostra tratada a 800°C durante 10 horas e depois laminada.....	70
FIGURA 51: Ajuste do difratograma da liga Cu _{98%} Ni _{1%} Al _{1%}	71
FIGURA 52: Assimetria perfil do pico (111) do cobre na amostra Cu _{99,33%} Ni _{0,23%} Pt _{0,43%}	71
FIGURA 53: Ajuste do difratograma da amostra de CuNiSn 90%Cu 5%Ni 5%Sn compactada, sem tratamento térmico.....	73

FIGURA 54: Ajuste do perfil para as reflexões (111) e (200) do cobre e do níquel no difratograma da amostra de CuNiSn 90%Cu 5%Ni 5%Sn compactada, sem tratamento térmico.....	73
FIGURA 55: Difratograma da amostra de CuNiSn 90%Cu 5%Ni 5%Sn compactada, sem tratamento térmico após o lixamento.....	74

LISTA DE TABELAS

TABELA 1: Estruturas cristalinas dos metais.....	5
TABELA 2 - Parâmetros de rede e ângulos para as redes de Bravais.....	6
TABELA 3: Principais minerais para obtenção do cobre puro.....	14
TABELA 4: Propriedades do cobre.....	15
TABELA 5: Classificação das ligas de cobre.....	17
TABELA 6: Semelhanças microestruturais entre o cobre e o níquel.....	18
TABELA 7: Processo de endurecimento de algumas ligas de cobre utilizadas comercialmente.....	26
TABELA 8: Características microestruturais do cobre e o alumínio.....	27
TABELA 9: Resistividade elétrica de alguns materiais.....	31
TABELA 10: A dureza vickers e condutividade elétrica das amostras de 97,99 % Cu - 1,55 % Ni - 0,46 % Pt.....	56
TABELA 11 – A dureza vickers e condutividade elétrica das amostras de 99,33 % Cu – 0,23 % Ni – 0,43 % Pt.....	57
TABELA 12 – A dureza vickers e condutividade elétrica das amostras de 98,31 % Cu – 0,12 % Ni - 0,57 % Sn.....	57
TABELA 13: Dados importantes a respeito das amostras por metalurgia do pó.....	58
TABELA 14: - Dureza Vickers das amostras.....	60
TABELA 15 – Propriedades mecânicas e elétricas do cobre-níquel-estanho, obtidas por de metalurgia do pó.....	64
TABELA 16 – Propriedades mecânicas e elétricas do cobre-níquel-alumínio, obtidas por metalurgia do pó.....	64
TABELA 17 – Propriedades mecânicas e elétricas do cobre-níquel-cromo obtidas através de metalurgia do pó.....	65
TABELA 18: Resultados de condutividade.....	69

1 INTRODUÇÃO

A resistividade de metais e ligas em soluções sólidas desordenadas é fortemente influenciada pelos deslocamentos atômicos, vacâncias e sítios intersticiais.

A escolha do cobre neste trabalho como material de estudo foi motivada pelo alto índice de consumo, pois o cobre é o terceiro metal mais utilizado no mundo, perdendo apenas para o aço e para o alumínio.

O cobre é caracterizado por apresentar resistência mecânica moderada associada à alta ductilidade. O aumento da resistência mecânica se dá através da adição de elementos de liga como zinco, alumínio, estanho, manganês, silício e níquel formando materiais adequados a diversas aplicações como: conectores, interruptores de contacto, aquecedores, válvulas, tubos, potes para a absorção da energia solar, radiadores para automóveis, *drivers*, sistemas eletrônicos, folhas de contato, elementos de termostatos, entre várias outras, ou seja, onde se necessita de resistência mecânica aliada a propriedades físicas especiais, como alta condutividade térmica e elétrica e alta resistência à corrosão. A comparação entre a metalurgia do pó e outros métodos como a fundição e laminação são importantes devido a crescente utilização dessa tecnologia na produção de componentes a base de superligas de níquel melhorando as propriedades e a viabilidade econômica da fabricação destes componentes.

Durante a fase de análise dos materiais, quase sempre se torna necessário avaliar sua microestrutura. O exame microestrutural é muito importante, pois permite entender as correlações entre a microestrutura, os defeitos e as propriedades, predizendo as propriedades subsequentes quando estas correlações são estabelecidas. Podemos então, para esse fim, utilizar técnicas como Microscopia Ótica e Espectrometria de Absorção por Infravermelho (CARRIO; et al, 2007).

A utilização da microscopia óptica permite boa formação da imagem com aumentos da ordem de 1000 x, esta aproximação, permite análise das amostras em grão, sem necessidade de se montar secções polidas ou delgadas (POSTEK; et al, 1980). Já a espectroscopia de absorção por infravermelho, é um método de caracterização física para análises qualitativas e determinações quantitativas de traços de elementos. Isto é possível porque os átomos que formam as moléculas possuem frequências específicas de vibração na região do infravermelho, que variam de acordo com a estrutura e composição da amostra. A interação da radiação infravermelha com a matéria nos permite uma análise muito mais profunda que em relação à microscopia ótica (FIORINI, 2000).

1.1 OBJETIVOS GERAIS

O presente trabalho visa à caracterização, envolvendo a metalurgia do pó, ligas fundidas e laminadas e tem como objetivo verificar se uma dessas formas de preparação apresentara um melhor resultado de condutividade elétrica e dureza em relação às demais. Acredita-se com esse estudo, obter informações que possam aprimorar o conhecimento das iterações que ocorrem nos processos de preparação por fundição e por metalurgia do pó.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Serão comparadas duas tecnologias: a metalurgia do pó e ligas fundidas e laminadas. Essa comparação ocorrerá a partir dos ensaios que serão realizados em amostras de cobre-níquel, dopadas com: alumínio (Al), cromo (Cr), estanho (Sn) e platina (Pt). A preparação das amostras será realizada nas proporções:

- Ligam fundidas: 98,31 % Cu - 0,12 % Ni - 0,57 % Sn e 99,33 % Cu - 0,23% Ni - 0,43% Pt.
- Liga fundida e posteriormente laminada: 97,99 % Cu – 1,55% Ni - 0,46% Pt.
- Ligas produzidas a partir da metalurgia do pó: 98,5% Cu - 1% Ni - 0,5%Al; 98,5% Cu - 1%Ni - 0,5%Cr; 98,5% Cu - 1% Ni - 0,5%Sn e 90%pCu - 5%pNi - 5%pSn.

Para tanto, as amostras serão:

- Preparadas em um laboratório metalográfico;
- Caracterizadas por microscopia ótica;
- Verificado a dureza Vickers;
- Analisadas por espectroscopia de absorção de infravermelho e difratometria de raios x;
- Avaliada a condutividade através da medição de resistividade das amostras.

Espera-se com isso, obter resultados que apontem para aquela tecnologia que apresentou a melhor condutividade e dureza.

1.3 JUSTIFICATIVA

Com o resultado deste trabalho de caracterização, será possível contribuir para o estudo do comportamento da liga cobre-níquel dopada, fornecendo informações sobre sua estrutura, bem como seu comportamento mecânico e elétrico.

A utilização do processo de metalurgia do pó foi motivada por que consiste na obtenção de pó metálico e na sua transformação através de etapas importantes como compactação e tratamento de sinterização em temperaturas abaixo do ponto de fusão do metal base, resultando em produtos de alta precisão e propriedades desejadas.

A utilização do cobre como material base foi motivada devido ao alto índice de consumo, pois o cobre é o terceiro metal mais utilizado no mundo, perdendo apenas para o aço e para o alumínio, é caracterizado por apresentar resistência mecânica moderada associada à alta ductilidade.

2 REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1 MICROESTRUTURA DOS MATERIAIS

Para estimar as propriedades dos materiais é importante conhecer antes, a sua microestrutura. No passado, não existia uma forma de avaliar essa estrutura e somente era possível fazer uma previsão através de cálculos matemáticos. Entretanto, no início do século vinte elas puderam ser confirmadas, analisando-se as estruturas cristalinas, contornos de grãos, fases e interfaces. (SILVA; 2006).

A microestrutura dos materiais cristalinos é constituída de fases e defeitos cristalinos, tais como: erro de empilhamento, contornos de grãos, puntiformes, discordâncias e interfaces. Uma caracterização microestrutural perfeita esta relacionada à composição química, distribuição das fases da estrutura cristalina como textura e micro textura, tamanho, quantidade, distribuição, densidade, tamanho e forma. As imperfeições cristalinas são estudadas com o auxílio de microscopia óptica e da Difração de Raios X. (PADILHA, 2000).

2.1.1 Estrutura Cristalina

A palavra *estrutura* vem do latim *structura*, que significa organização das partes ou dos elementos que formam um todo.

No seu livro *Micrographia* publicado em 1665, Robert Hooke (1635-1703), foi um dos primeiros a estabelecer relações entre a forma externa de um cristal e sua estrutura interna. Em 1784, o francês René Just Haiüy (1743-1822) deu um passo além e propôs, no seu livro *Essai d'une théorie sur la structure des cristaux*, que os cristais poderiam ser entendidos como um empacotamento de unidades romboédricas que ele denominou “moléculas integrantes”. (PADILHA, 2000). A evidência experimental inequívoca da existência de estrutura cristalina nos cristais só aconteceu em 1912 com a difração de raios x. (CULLITY, 2001).

Estrutura cristalina é o agrupamento dos átomos em uma determinada organização formando redes cristalinas. As propriedades do material são determinadas pelos elementos atômicos que compõem esses arranjos cristalinos e sua não uniformidade na estrutura implica em uma imperfeição ou discordância. (PADILHA, 2000).

Um cristal é definido como um sólido com seus átomos, íons ou moléculas arranjados em uma rede periódica tridimensional e o arranjo mais estável será aquele que:

- Preserva a neutralidade elétrica;
- Satisfaz o caráter direcional das ligações covalentes;
- Minimiza as repulsões íon-íon;
- Agrupa os átomos o mais compactamente possível.

2.1.2 Redes Cristalinas

Os átomos metálicos em sua grande maioria formam estruturas cristalinas simples, conforme exemplos da tabela 1.

Onde:

CFC = Cúbica de faces centradas;

HC = Hexagonal compacta;

CCC = Cúbica de corpo centrado

TABELA 1: Estruturas cristalinas dos metais. (PADILHA, 2000).

ESTRUTURA	METAL
CFC	Ag, Al, Au, Ca, Co- β , Cu, Fe- γ , Ni, Pb, Pd, Pt, Rh, Sr
HC	Be, Cd, Co- α , Hf- α , Mg, Os, Re, Ru, Ti- α , Y, Zn, Zr- α
CCC	Ba, Cr, Cs, Fe- α , Fe- δ , Hf- β , K, Li, Mo, Na, Nb, Rb, Ta, Ti- β , V, W, Zr- β

As redes cristalinas foram organizadas em sete sistemas cristalinos pelo francês Bravais em 1835, sendo que os arranjos cristalinos básicos se distribuem em 14 redes diferentes. Na figura 1, são mostradas todas as quatorze redes de Bravais, sendo seis redes primitivas (P), três redes de corpo centrado (I), duas redes de face centrada (F), duas redes de bases centradas (C), uma rede romboédrica (R). (CULLITY, 2001).

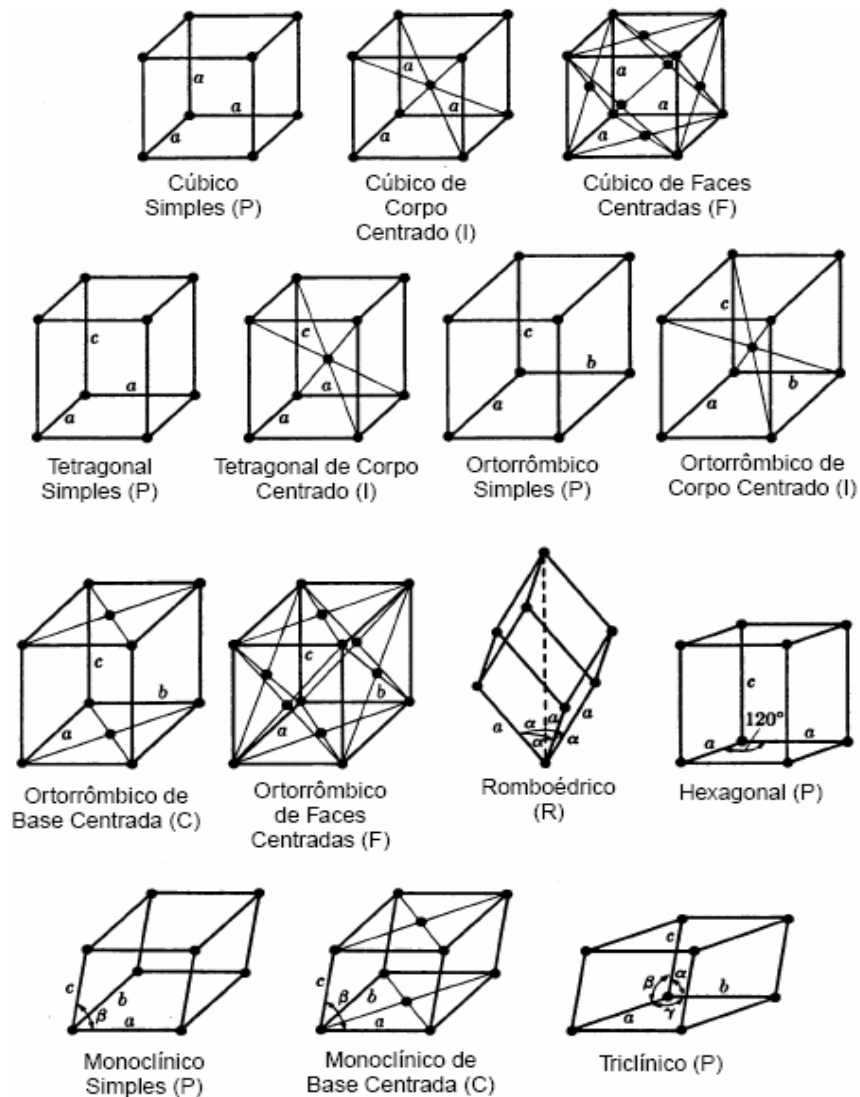


FIGURA 1: Modelo das 14 redes cristalinas de Bravais. (CULLITY, 2001).

Os diferentes tamanhos e formas das redes podem ser descritos em termos de seis parâmetros de rede sendo três comprimentos (a , b , c) e três ângulos (α , β , γ).

A tabela 2 apresenta os parâmetros de rede característicos para as 14 redes de Bravais. (CULLITY, 2001).

TABELA 2 - Parâmetros de rede e ângulos para as redes de Bravais. (CULLITY, 2001).

Sistema	Parâmetros de rede	Rede de Bravais
Cúbico	$a = b = c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	Simplex Corpo centrado Face centrada
Tetragonal	$a = b \neq c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	Simplex Corpo centrado
Ortorrômico	$a \neq b \neq c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	Simplex Corpo centrado Base centrada Face centrada
Romboédrico	$a = b = c$ $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$	Simplex
Hexagonal	$a = b \neq c$ $\alpha = \beta = 90^\circ; \gamma = 120^\circ$	Simplex
Monoclínico	$a \neq b \neq c$ $\alpha = \gamma = 90^\circ; \beta > 90^\circ$	Simplex Base centrada
Triclínico	$a \neq b \neq c$ $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90$	Simplex

Em 1934, pesquisadores estabeleceram teorias apontando que imperfeições, poderiam existir em arranjos cristalinos e que elas poderiam mudar suas propriedades.

Somente em 1954, com o avanço tecnológico e o aprimoramento dos equipamentos destinados à microscopia, foi possível confirmar as imperfeições cristalinas através de experimento tornando-se mais eficiente a utilização desses materiais. (SILVA; 2006).

A microestrutura dos materiais cristalinos é constituída de fases e de imperfeições cristalinas como: defeitos de empilhamento, contornos de grãos, contornos de subgrãos, discordâncias, contornos de macla, puntiformes e interfaces. Sua caracterização

pede a determinação da composição química, distribuição das fases da estrutura cristalina, densidade, tamanho e forma.

A quantidade, tamanho, morfologia e distribuição das fases e imperfeições cristalinas são estudadas com o auxílio de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), microscopia eletrônica de transmissão (MET) e de microscopia de campo iônico (MCI). Já os tipos atômicos que compõe as fases podem ser estudados com técnicas como fluorescência de raios x.

Nos materiais metálicos as imperfeições cristalinas se desenvolvem naturalmente em forma de lacunas e átomos intersticiais, contudo, estas imperfeições também podem ser criadas por deformação plástica.

Os átomos de ligas desempenham um papel importante nas propriedades dos metais, pois através de tratamentos térmicos podemos mudar suas características aumentando a resistência e a dureza do material. Isso ocorre devido à diminuição ou retirada total da concentração de lacunas em um cristal, através de um processo de resfriamento.

2.2 DEFEITOS NAS REDES CRISTALINAS

2.2.1 Discordâncias

As imperfeições lineares são imperfeições que ocorrem em materiais metálicos. também são chamadas de defeitos de discordâncias.

Esses defeitos são criados durante a solidificação, em processos de deformação plástica ou por condensação em sólidos cristalinos.

As discordâncias são consideradas imperfeições de linha no cristal, pois causam uma distorção da rede cristalina centrada em torno de uma linha ou plano de átomos. Tais distorções geram tensões na região deformada do cristal em torno da imperfeição.

Quando os átomos estão deslocados, ocorrem deformações elásticas dentro dos cristais deixando um campo de tensão ao redor da discordância que influenciam nas propriedades dos materiais principalmente no momento de serem rearranjados por meio de um tratamento térmico ou tratamento mecânico.

Já a tensão de uma linha definida como a energia da linha por unidade de comprimento, podem ser três os tipos principais de discordâncias são: discordâncias em cunha, discordâncias em parafuso e discordâncias mistas.

A Discordância em Cunha conforme figura 2 é formada num sólido cristalino pela inserção de um ou mais planos de átomos no cristal causando o desequilíbrio. À distância gerada pelo deslocamento do plano de átomos da discordância é denominada de vetor de Burgers. Neste caso o vetor é perpendicular à linha de discordância.

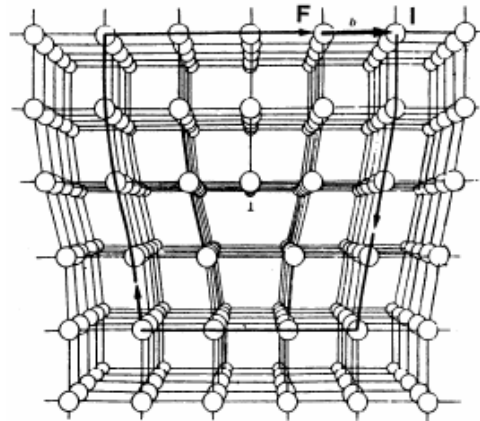


FIGURA 2: Discordâncias em cunha. (PADILHA, 2000).

As discordâncias em cunha têm uma região de compressão onde está o “plano extra” e em torno desta, uma região que apresenta esforço de tensão.

A discordância em parafuso pode ser formada, em um sólido cristalino, pela aplicação de tensões de cisalhamento em regiões que foram separadas em um plano de corte como mostra a figura 3. As tensões distorcem o cristal na forma de um parafuso, originando-se assim sua nomenclatura. Neste caso, o vetor de Burgers da discordância em parafuso é paralelo à linha de deslocamento e as tensões geradas estão em torno da discordância. (PADILHA, 2000).

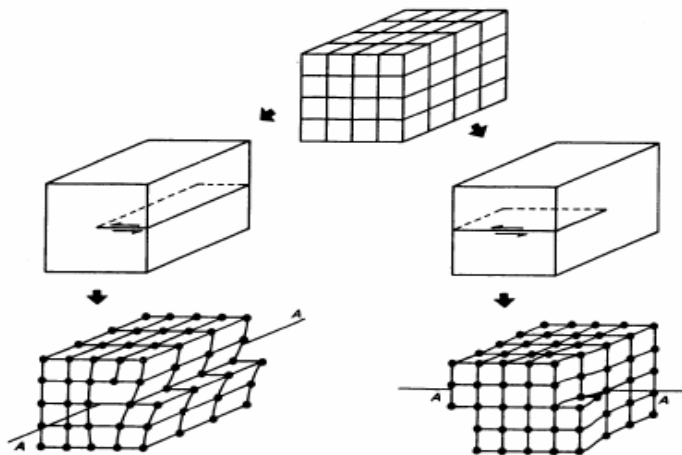


FIGURA 3: Defeitos na rede cristalina do tipo discordâncias em cunha (a direita) e em parafuso (a esquerda).

(PADILHA, 2000).

A discordância mista ocorre com a formação de discordâncias que têm componentes das discordâncias em cunha e em parafuso e, por isso, são chamadas discordâncias mistas, conforme figura 4.

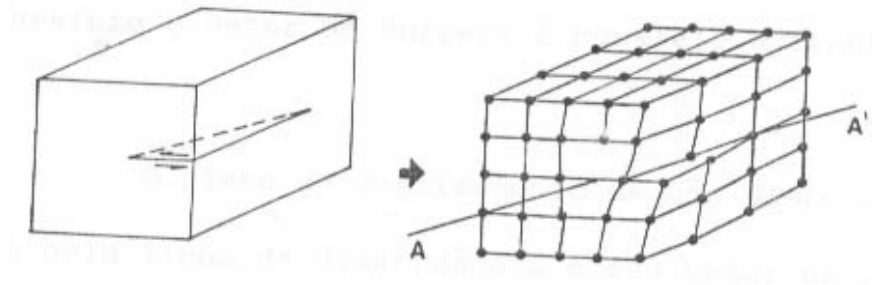


FIGURA 4: Discordância mista. (SILVA; et al, 2006).

2.2.2 Contorno de Grão

Os contornos de grão são imperfeições encontradas em materiais policristalinos, que separam os cristais de diferentes orientações, figura 5. Nos metais, os grãos são formados durante a solidificação. Se os cristais se formarem devido a diferentes nucleações simultaneamente e encontrarem uns aos outros aparecem os contornos. As formas dos contornos de grão são, então, determinadas pelos encontros dos cristais em crescimento aonde tentam se acomodar com o mínimo de energia possível.

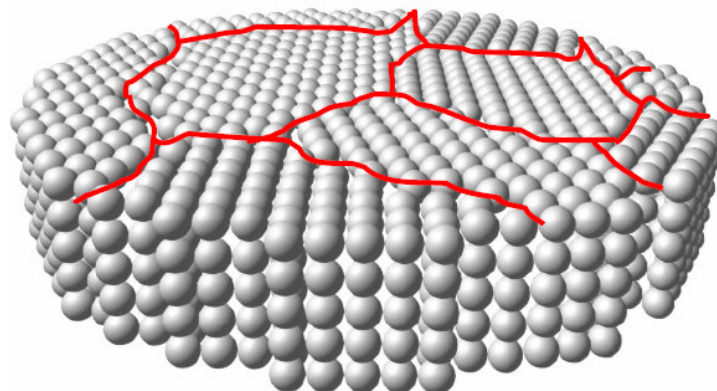


FIGURA 5: Contorno de grão. (CARAM, 2008)

Para analisar o contorno de grão se faz necessário à preparação da superfície do material e depois realizar o ataque químico para realçar as regiões de fronteira em seguida pode-se utilizar a microscopia óptica, pois nestas fronteiras, a reflexão da luz ocorre com maior dificuldade, permitindo analisar a morfologia dos grãos adjacentes por meio da reflexão da luz do microscópio.

No crescimento do grão os átomos que estão na região mais externa dos cristais sofrem compressão, aumentando a energia na região dos contornos. As regiões de contorno de grão têm menor empacotamento atômico, o que favorece os processos de difusão de átomos nestas regiões. Essas duas características dos contornos de grão são favoráveis a novas nucleações e crescimento de segundas fases (precipitados) nestas regiões.

Já no caso dos subgrãos, o resultado da divisão de um monocristal, têm entre si, pequenas diferenças de orientação e a região que os separa é denominada de contorno de pequeno ângulo, como demonstrado na figura 6.

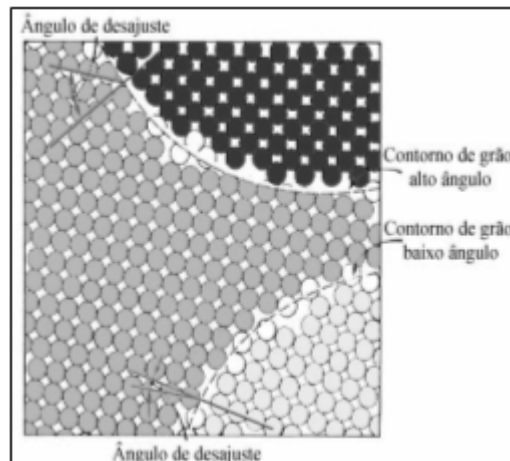


FIGURA 6: Contorno de grão de alto e baixo ângulo. (SILVA; et al, 2006).

2.2.3 Contorno de Macla

Maclas são imperfeições que separam duas regiões do cristal ou do grão. Os contornos de macla podem ocorrer no recozimento ou deformação plástica e são encontrados em arranjos de discordâncias em cunha paralelas, conforme figura 7.

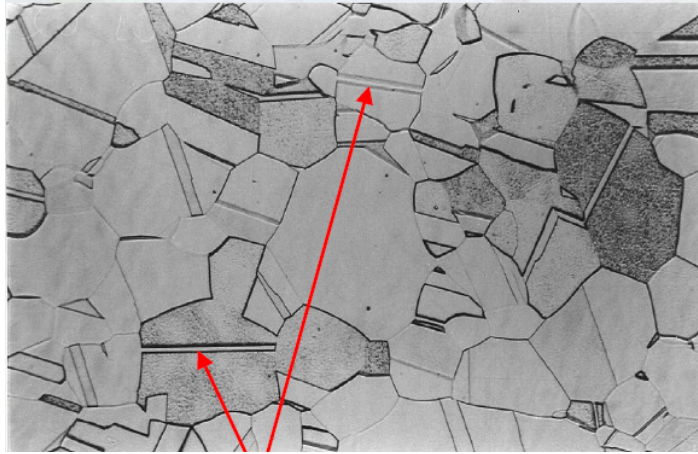


FIGURA 7: Apresentação de Maclas em uma micrografia (CARAM, 2008).

2.3 DUREZA

A dureza de um material é um termo que pode ter muitos significados. Para metais dureza implica uma resistência à deformação plástica, sendo uma medida da sua resistência. Para quem está envolvido com testes mecânicos de materiais a dureza significa a resistência à penetração de um material duro em outro, e para o engenheiro projetista ela representa uma quantidade específica facilmente medida que fornece alguma informação sobre a resistência de um metal. (Dieter, 1982).

Técnicas quantitativas para determinação da dureza foram desenvolvidas ao longo dos anos, nas quais um pequeno penetrador é forçado contra a superfície de um material a ser testado, sob condições controladas de carga e taxa de aplicação. Faz-se a medida da profundidade ou do tamanho da impressão resultante, a qual por sua vez é relacionada a um valor de dureza; quanto menos resistente o material, maior e mais profunda é a impressão e menor é o valor de dureza. (Padilha, 1997).

2.3.1 Microdureza

Muitos problemas metalúrgicos requerem a determinação da dureza em pequenas áreas, ou ainda a medida do gradiente de dureza em superfícies carbonizadas ou a determinação da dureza individual dos constituintes de uma microestrutura. (Dieter, 1982). A baixa carga usada nos teste de microdureza requer um cuidado extremo em todos os estágios do ensaio. A superfície deve ser cuidadosamente preparada, sendo normalmente necessário o polimento metalográfico. (Dieter, 1982).

2.3.2 Ensaio de Dureza Vickers

A dureza Vickers é determinada pela profundidade da impressão produzida por um penetrador de diamante piramidal de base quadrada e ângulo interno entre as faces opostas de 136°. sob cargas que variam de 10 a 120 kgf. A impressão resultante é observada sob um microscópio e medida; essa medição é então convertida em um valor de dureza através da equação 6, onde “F” (em Kgf) é a carga aplicada e “d” (mm) é o valor médio da diagonal. Quanto maior a diagonal menor a dureza. (SILVA; et al, 2006).

É necessária uma preparação cuidadosa da superfície do corpo-de-prova (lixamento e polimento), a fim de assegurar uma impressão bem definida, que possa ser medida com precisão. (Dieter, 1982).

Este processo é empregado em trabalhos de pesquisas porque fornece uma escala contínua de dureza para uma determinada carga, podendo determinar a dureza desde materiais muito moles com 5 Vickers até os materiais extremamente duros com dureza correspondente a 1500 Vickers. (SILVA; et al, 2006).

$$HV = \frac{F \times 2 \times \sin 68}{d^2} \quad (1)$$

Uma impressão correta feita por um penetrador de diamante deveria ser quadrada, como mostrada na figura 8a; entretanto, anomalias são freqüentemente observadas. A penetração em forma abaulada na figura 8b é o resultado da expansão do metal em torno das faces planas da pirâmide. A impressão com forma de barril na figura 8c é resultado da aderência ou expansão do metal em torno das faces do penetrador. (Dieter, 1982).

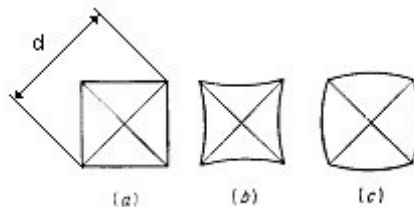


FIGURA 8: Tipos de impressões que podem ocorrer durante um ensaio Vickers de dureza. (Dieter, 1982)

Os números de dureza Vickers são designados por HV. O método Vickers é utilizado como método de ensaio de microdureza com base na carga e no tamanho do penetrador, sendo adequado para medição da dureza de regiões pequenas e selecionadas do corpo-de-prova. (PADILHA, 1997).

2.4 COBRE E SUAS LIGAS

O cobre foi o primeiro metal usado pelo homem. Acredita-se que por volta de 13.000 a.C. foi encontrado na superfície da Terra em forma de "cobre nativo", ou seja, com alta pureza. Usado inicialmente como substituto da pedra como ferramenta de trabalho, armas e objeto de decoração, o cobre tornou-se, pela sua resistência, uma descoberta fundamental na história da evolução humana.

Os historiadores concordam que as primeiras descobertas importantes do cobre deram-se na área compreendida entre os rios Tigre e Eufrates, ao Norte do Golfo Pérsico. Nesta área, considerada como o lugar da primeira civilização do mundo, foram encontrados objetos de cobre de mais de 6.500 anos. Os Romanos designaram o cobre com o nome de "*Aes Cyprium*", o Metal de *Cyprus*, já que a Ilha de *Cyprus* (Chipre) foi uma das primeiras fontes do metal. Com o tempo, o nome se transformou em *Cyprium* e depois em *Cuprum*, originando o símbolo químico "Cu".

O fato de se ter encontrado objetos de cobre tão antigos em diversos lugares do mundo é prova das propriedades únicas do metal: durabilidade, resistência à corrosão, maleabilidade, ductilidade e fácil manipulação.

As minas de cobre mais importantes do mundo estão localizadas no Chile, Estados Unidos, Canadá, Rússia e Zâmbia.

O minério cobre depois de extraído, britado e moído, passa por células de flotação que separam a sua parte rica em cobre do material inerte e converte-se num concentrado, cujo teor médio de cobre é de 30%. Este concentrado é fundido em um forno onde ocorre a oxidação do ferro e do enxofre, chegando-se a um produto intermediário chamado *matte*, com 60% de cobre. O *matte* líquido passa por um conversor e, através de um processo de oxidação é transformado em um material com 98,5% de cobre (cobre *blister*), que contém ainda impurezas como resíduos de enxofre, ferro e metais preciosos. O cobre, ainda no estado líquido, passa por processo de refino e, ao seu final, é moldado, chegando ao ânodo com 99,5% de cobre. Após resfriados, os ânodos são colocados em células de eletrólise. São então intercalados por finas chapas de cobre eletrolítico, denominadas chapas de partida.

Aplicando-se uma corrente elétrica, o cobre se separa do ânodo e viaja através do eletrólito até depositar-se nas placas iniciadoras, constituindo-se o catodo de cobre, com pureza superior a 99,99%. A tabela 3 mostra os principais minerais para obtenção do cobre puro.

TABELA 3: Principais minerais para obtenção do cobre puro. (CANATA, 2006).

MINERAL	COMPOSIÇÃO	% COBRE
Antlerita	$\text{Cu}_3\text{SO}_4(\text{OH})_4$	54,0% Cu
Atacamita	$\text{CuCl}_2\text{Cu}(\text{OH})_2$	59,4% Cu
Azunita	$\text{Cu}_3(\text{CO}_3)(\text{OH})_2$	55,1% Cu
Bornita	Cu_5FeS_4	63,3% Cu
Brocantita	$\text{Cu}_4\text{SO}_4(\text{OH})_6$	56,2% Cu
Calcopirita	CuFeS_2	34,5% Cu
Calcosita	Cu_2S	79,8% Cu
Covelita	CuS	66,4% Cu
Crisocola	$\text{CuSiO}_3 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$	36,0% Cu
Cu Nativo	Cu	100% Cu
Cuprita	Cu_2O	88,8% Cu
Malaquita	$\text{CuCo}_3\text{Cu}(\text{OH})_2$	57,3% Cu
Tenorita	CuO	79,8% Cu

Por fim, o catodo resultante é moldado em diferentes formas comerciais para, posteriormente, ser processado e transformado em fios, barras e perfis, chapas, tiras, tubos e outras aplicações da indústria.

O cobre eletrolítico produto da eletrólise catódica com pureza de 99,9% absorve um percentual próximo a 0,04% de oxigênio no composto e essa concentração varia cerca de 200 ppm. A passividade na oxidação é determinada em virtude do aquecimento por temperaturas extremas obtendo valores menor que 40 ppm considerando-se o cobre livre de oxigênio.

Na figura 9 é mostrada a foto tirada em um microscópio óptico com a ampliação de 200 vezes. (GARCIA, 2004).

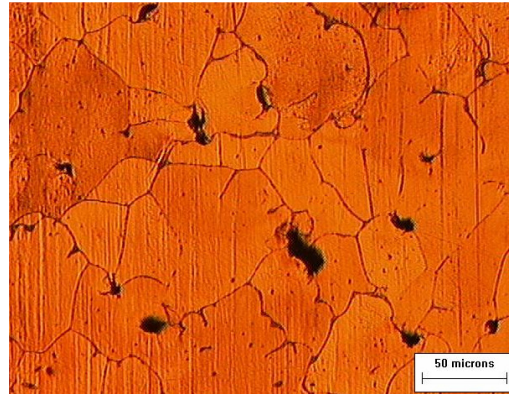


FIGURA 9: Cobre eletrolítico.

O cobre é um metal não magnético e pode ser utilizado puro ou em ligas com outros metais que podem mudar suas propriedades físicas. A tabela 4 mostra as propriedades encontradas no cobre de alta pureza ETP. O cobre Eletrolítico ETP (Electrolytic Tough Pitch) é produto da eletrólise catódica resultando em pureza de 99,9%.

TABELA 4: Propriedades do cobre (CANATA, 2006); (SILVA; et al, 2006).

Propriedade	Cobre (Cu-ETP)
Número atômico	29
Peso atômico	63,57 g/mol
Forma cristalina	Cúbica de faces centradas
Massa específica	8,96 g.cm ⁻³ (20 °C)
Condutividade elétrica	100% IACS
Resistividade elétrica	1,673 x 10 ⁻⁶ ohm.cm (20°C)
Condutividade térmica	9,41 10 ⁻¹ cal s ⁻¹ °C ⁻¹ (20 °C)
Coefficiente de dilatação térmica linear	16,5 x 10 ⁻⁶ cm/°C
Resistência à tração (temperado)	200 - 250 N/mm ²
Resistência à tração (dureza media)	260-300 N/mm ²
0,2% de alongamento (temperado)	50-55 N/mm ²
0,2% de alongamento (dureza media)	170-200 N/mm ²
Módulo de elasticidade	116-130 N/mm ²
Resistência à fadiga (temperado)	62 N/mm ²
Resistência à fadiga (dureza media)	117 N/mm ²
Densidade	8,96 g/cm ³
Calor específico	0,0912 cal/g°C (20°C)
Calor latente de fusão	50,6 cal/g
Ponto de fusão	1083°C
Ponto de ebulição	2595°C
Pressão de vapor	101 mmHg(20°C)

O cobre sofre alterações significativas no formato e tamanho do grão, quando da exposição a temperaturas conhecidas como de recristalização, através do princípio da *autodifusão*; se um átomo que está adjacente a uma lacuna tiver energia de ativação (vibracional) suficiente, pode quebrar sua ligação atômica que o une a átomos vizinhos, e então, mover-se para a posição da lacuna, sendo a energia vibracional diretamente proporcional a temperatura de exposição do material. Portanto quanto maior a temperatura, maior a energia de ativação do átomo na autodifusão; daí a implicação de que a variação de temperatura influenciar no crescimento de grãos pela migração dos contornos desses, resultante do alívio de tensões nos próprios contornos (figura 10) e consequente fluência das lacunas.

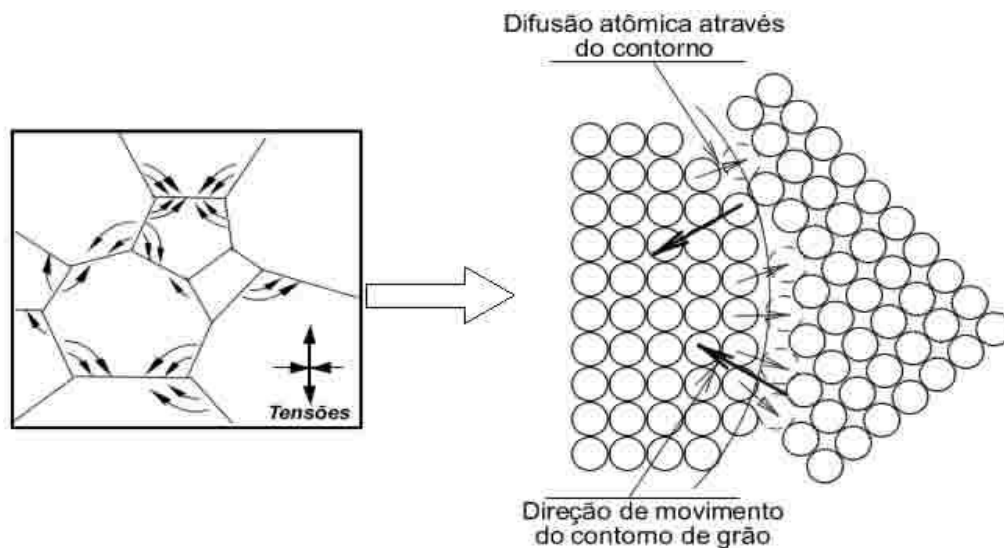


FIGURA 10: Crescimento de grão pela difusão atômica. (CALLISTER, 2006)

O aumento da resistência mecânica se dá através da adição de elementos de liga como zinco, alumínio, estanho, manganês, silício e níquel formando materiais adequados a diversas aplicações, onde se necessita de resistência mecânica aliada a propriedades físicas especiais, como alta condutividade térmica e elétrica, ou propriedades físico-químicas, como resistência à corrosão. (ROQUIM; et al., 2006).

2.4.1 Ligas de Cobre

O cobre quando combinado com outros metais resulta em diversos arranjos cristalinos e variadas propriedades, formando inúmeras ligas que proporcionam ao cobre, características que permitem as mais diversas aplicações sendo que as principais são bronzes, latão e *cuproníquel*.

Suas principais propriedades são: baixa dureza, alta ductilidade, alta condutividade térmica e elétrica, fácil soldabilidade e boa resistência à corrosão.

A designação do cobre suas ligas seguem a norma NBR-7554/82 que é uma tradução da norma internacional, ASTM-B e esta dividida em ligas trabalhadas e ligas fundidas.

As ligas comerciais designadas por caracteres alfanuméricos que variam de C100 a C 799, enquanto que as fundidas variam de C800 a C900. A letra “C” indica o material base (cobre) seguida de um segundo algarismo que indica a classe. Por Exemplo, C2XX – Ligas de cobre e zinco (latões); C3XX - Ligas cobre, zinco e chumbo. Na tabela 5 são mostradas algumas classificações das ligas de cobre.

TABELA 5: Classificação das ligas de cobre. (SILVA; et al, 2006).

C2XX	Cu-Zn (Latões)
C3XX	Cu-Zn-Pb (Latões com chumbo)
C4XX	Cu-Zn-Sn (Latões com estanho)
C5XX	Cu-Sn ou Cu-Sn-Pb (Bronzes com chumbo)
C6XX	Cu-Al ou Cu-Si
C7XX	Cu-Ni ou Cu-Ni-Zn (Alpacas)
C81XX	Com elevado teor de Cu
C84XX	Cu-Sn-Zn (Bronzes com zinco)
C90XX e C91XX	Cu-Sn-Zn (Bronze com elevado teor de Zn)
C947X e C949X	Cu-Sn-Ni

As grandes maiorias dos condutores utilizados em redes elétricas são fabricadas com cobre, isso ocorre devido a sua performance em condutividade elétrica combinado a um preço de mercado. (SILVA; et al, 2006).

2.4.2 Liga Cobre Níquel

Estas ligas são obtidas através de endurecimento por precipitação, endurecimento por encruamento ou endurecimento por dispersão e podem ser dopados com estanho, platina, cromo, nióbio ou berílio.

Devido a sua alta resistência mecânica, alta condutividade elétrica e resistência a corrosão as ligas de Cu-Ni são muito úteis para utilização em condutores elétricos, conectores, transportadores de calor e contatos de deslizamento, cultivos marinhos, moedas, bijuterias e armações de lentes (NEUMANN; et al, 2004).

As semelhanças microestruturais entre o cobre e o níquel, permitem que ambos sejam igualmente solutos e solventes, ou seja, solúveis entre si em todas as proporções. A tabela 6 mostra algumas dessas semelhanças.

TABELA 6: Semelhanças microestruturais entre o cobre e o níquel. (ROQUIM; et al., 2006)

Compatibilidade entre o Cu e Ni		
Cu Ni	Cu	Ni
Raio atômico	0,128nm	0,125 nm
Estrutura	CFC	CFC
Eletronegatividade	1,8	1,9
Valência	(+1), (as vezes +2)	(+2)

As ligas cobre-níquel formam uma série contínua de soluções sólidas, permanecendo monofásicas em qualquer composição em temperaturas superiores a 355°C, pois em temperaturas inferiores pode ocorrer o aparecimento de fases espinodais, ou seja, aparece a fase α_1 e α_2 , sendo que α_1 é rica em cobre e tendo níquel em solução sólida enquanto que em α_2 ocorre o oposto, sendo rica em níquel e tendo cobre em solução sólida. Pode-se dizer, ainda, que a solução formada pelo cobre e níquel é uma solução sólida substitucional extensa, onde ocorre uma substituição direta de um tipo de átomo por outro, de forma que os átomos de soluto se localizam em posição normalmente ocupada por átomos de solvente. Este fato pode ser explicado pelas regras de Hume-Rothery. O mesmo não ocorre para a adição de alumínio e ferro, que apresentam limite de solubilidade no cobre.

A presença de soluto na solução causa deformação no reticulado cristalino devido à diferença de raios atômicos, e o ajuste desta deformação do reticulado é feito pela interação entre os átomos de soluto e os campos de deformação das discordâncias, o que leva a redução da energia do sistema.

Quando um cristal contém discordâncias e átomos de solutos substitucionais, é de particular interesse a interação entre soluto e discordância em cunha, pois há posicionamento preferencial dos átomos de soluto em regiões de tração ou compressão associadas às discordâncias em cunha. O posicionamento preferencial destes átomos cria obstáculos à movimentação das discordâncias, provocando um aumento na resistência mecânica. Pode-se entender também que o aumento da resistência mecânica associada à solução sólida está relacionado com o aumento da tensão de cisalhamento necessária para mover a discordância. (REED-HILL, 1994).

Além do endurecimento propriamente dito, soluções sólidas podem levar a envelhecimento dinâmico, caracterizado no ensaio de tração como aumentos abruptos de tensão durante a deformação plástica, levando a curva tensão-deformação a apresentar aspecto serrilhado. Fenômeno comum em ligas de alumínio, também conhecido como “*Jerky Flow*“, foi estudado em detalhe por Portevin e LeChatelier, recebendo o efeito nas curvas de tração o nome destes autores. Sem dúvida, é resultado da possibilidade de movimentação dos átomos de soluto na temperatura de deformação, em determinadas taxas de deformação, restabelecendo a interação entre discordâncias e soluto (ROQUIM; et al., 2006)

Outro modelo de endurecimento por solução sólida é o modelo de calha, onde os átomos de soluto, devidamente posicionados nas discordâncias, criam “calhas“ onde a energia do sistema é menor que a resultante do posicionamento das discordâncias longe do campo de interação do soluto. Além disso, o modelo proposto no trabalho em questão explica também como forças repulsivas entre soluto e discordância podem levar ao endurecimento, e como a redução na energia de defeito de empilhamento imposta por alguns solutos pode contribuir no fenômeno de aumento de resistência mecânica. (ROQUIM; et al., 2006)

A figura 11 mostra o diagrama de equilíbrio das fases para cobre-níquel. Esses elementos se combinam, como em todos sistemas desse tipo, formando uma única fase líquida e uma única fase sólida. (REED-HILL, 1994).

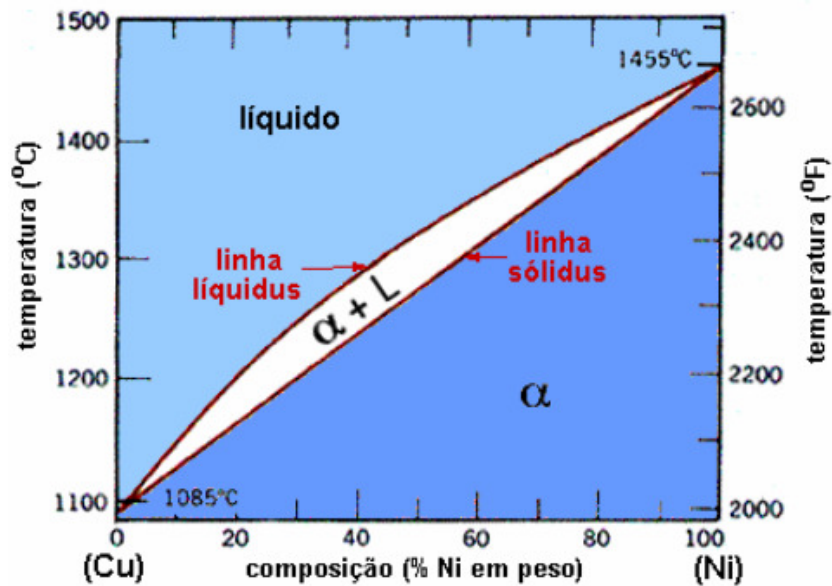


FIGURA 11: Diagrama de Fase da liga Cu-Ni (ASM, 1998).

As ligas que normalmente contém entre 45% a 70% de cobre, de 10% a 18% de níquel e o restante constituído por zinco recebem o nome de alpacas. Por sua coloração, estas ligas são facilmente confundidas com a prata. São utilizados em chaves, equipamentos de telecomunicações, decoração, relojoaria e componentes de aparelhos óticos e fotográficos, entre outras aplicações. (NEUMANN; et al, 2004).

2.5 SOLUÇÃO SÓLIDA

Quando misturas homogêneas de duas ou mais espécies atômicas ocorrem no estado sólido, elas são chamadas de soluções sólidas. Deve-se destacar ainda que o termo solvente se refere à forma atômica mais abundante e soluto a menos abundante. (REED-HILL, 1994).

As soluções sólidas podem ser de dois tipos distintos. O primeiro é chamado de solução sólida substitucional. Neste caso ocorre uma substituição direta de um tipo de átomo por outro, de forma que os átomos de soluto se localizam em posições normalmente ocupadas por átomos de solvente. O outro tipo de solução sólida é a intersticial. Neste caso o átomo de soluto não desloca o átomo de solvente, mas ocupa os interstícios existentes entre os átomos de solvente. (REED-HILL, 1994).

Nesse trabalho serão destacadas as soluções sólidas substitucionais que ocorrem na liga estudada.

2.5.1 Soluções sólidas substitucionais

Na solução sólida substitucional ocorre uma substituição direta de um tipo de átomo por outro, fazendo com que os átomos de soluto se localizem em posições ocupadas por átomos de solvente, ou seja, o átomo de soluto ocupa o lugar que antes era ocupado pelo átomo de solvente. Segundo Hume-Rothery só poderá ocorrer solubilidade sólida extensa de um metal no outro, quando a diferença entre o diâmetro dos átomos for inferior a 15%. Esse critério de solubilização é conhecido como fator de tamanho e se relaciona diretamente com as deformações introduzidas pelos átomos de soluto no reticulado do solvente. (REED-HILL, 1994). O fator tamanho é apenas uma condição necessária para um alto grau de solubilidade, mas não é uma condição suficiente, pois outros fatores também devem ser avaliados. A posição relativa dos elementos na serie eletroquímica deve ser avaliada, deve ser analisada também se a valência dos elementos é a mesma e ainda se possuem o mesmo tipo de reticulado. (REED-HILL, 1994). Se uma ou mais regras de Hume-Rothery forem violadas, somente a solubilidade parcial é possível. Os pares que satisfazem muito bem as regras de Hume-Rothery são completamente solúveis ou miscíveis no estado sólido. Um exemplo desse caso é o sistema cobre-níquel, que possui solubilidade total no estado sólido com é mostrado na figura 12. (ROQUIM; et al., 2006).

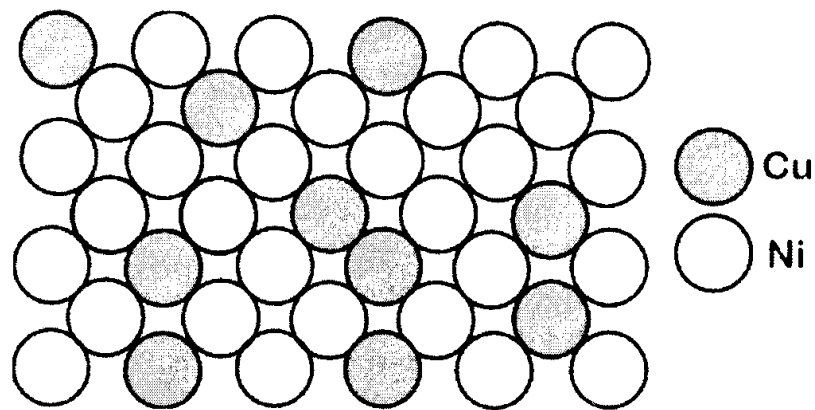


FIGURA 12: Solução sólida substitucional de cobre em níquel. (ROQUIM; et al., 2006)

2.5.2 Diagramas de Equilíbrio

Os diagramas de equilíbrio de fases são ferramentas muito importantes no estudo das ligas metálicas, pois definem as regiões de estabilidade das fases que podem ocorrer num sistema sob a condição de pressão constante. A expressão sistema se refere a todas as fases possíveis de serem formadas com os componentes. As relações entre as fases, a temperatura e a composição de um sistema são mostradas nos diagramas de fases somente sob condição de equilíbrio. O diagrama, portanto não se aplica diretamente a metais que não estejam em equilíbrio. Assim, um metal resfriado rapidamente pode possuir fases que são mais características da temperatura maior do que da menor. A amostra resfriada rapidamente pode, com o tempo, aproximar-se do seu estado de equilíbrio em baixa temperatura, em decorrência de movimentação atômica ativada termicamente (difusão); quando isto ocorrer, as relações entre as fases obedecerão ao diagrama de equilíbrio. O diagrama de fases em outras palavras fornece em qualquer temperatura uma informação correta somente se houver tempo suficiente para o metal atingir o equilíbrio. Dos sistemas binários, o mais simples é o isomorfo, na qual somente ocorre um único tipo de estrutura cristalina para todas as proporções dos componentes. (OSÓRIO, 2004).

2.5.3 Solubilização

O processo de solubilização consiste no aquecimento da liga a uma temperatura alta por um período de tempo longo o suficiente para se alcançar a máxima solubilidade dos elementos de liga presentes na matriz. Então, se a liga for resfriada rapidamente (resfriamento em água), não haverá velocidade de difusão suficiente para a precipitação dos elementos presentes em solução sólida, formando-se uma solução sólida supersaturada. (ROQUIM; et al., 2006).

Na figura 13 é mostrado como exemplo o diagrama ternário, de uma liga de cobre com 10% de Níquel e 3% de Alumínio, formando solução sólida Cu-Ni-Al a 900°C.

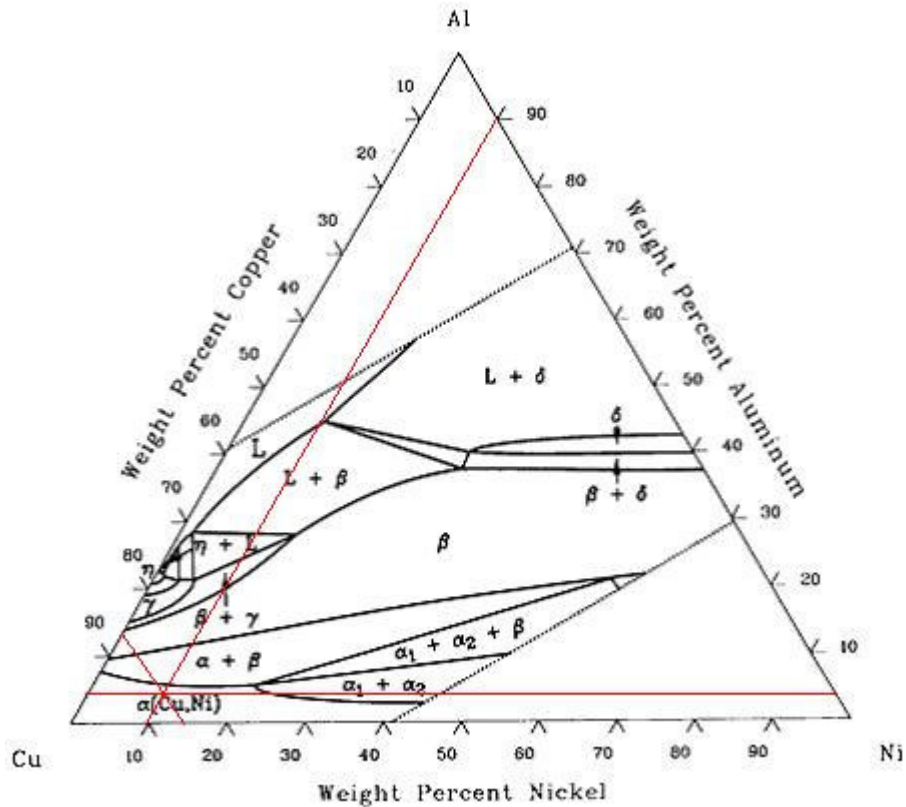


FIGURA 13: Ternário Cu-Ni-Al a 900°C, indicando formação de solução sólida em liga Cu-10Ni-3Al. (ROQUIM; et al., 2006)

2.5.4 Envelhecimento

No tratamento de envelhecimento a solução sólida supersaturada é aquecida até uma temperatura intermediária, temperatura na qual a difusão se torna apreciável. Após o tempo de envelhecimento apropriado para essa temperatura, a liga é resfriada até a temperatura ambiente. Para algumas ligas, o envelhecimento ocorre espontaneamente à temperatura ambiente ao longo de períodos prolongados de tempo. Com o aumento do tempo de envelhecimento a dureza aumenta, atinge um valor máximo e finalmente diminui. Essa redução na dureza que ocorre após longos períodos de tempo é conhecida por superenvelhecimento. (ROQUIM; et al., 2006).

Na figura 14 é mostrado como exemplo, o diagrama ternário, de uma liga de cobre com 10% de Níquel e 3% de Alumínio que apresenta a formação de precipitado Ni₃Al em tratamento térmico de envelhecimento a 500°C.

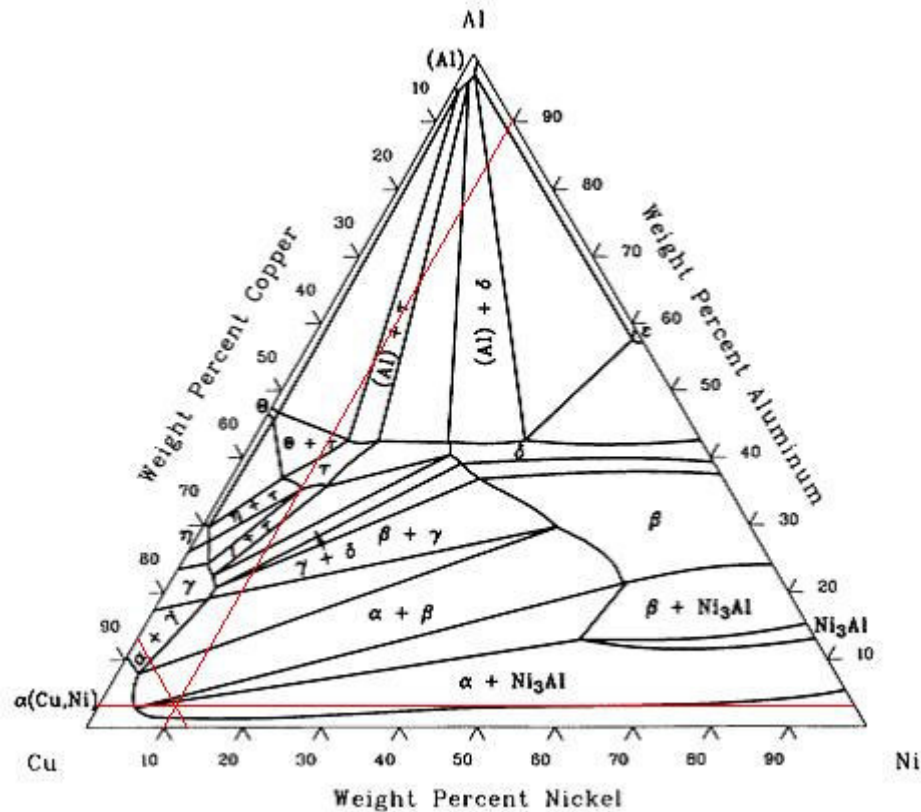


FIGURA 14: Ternário Cu-Ni-Al a 500°C, indicando formação de precipitado Ni_3Al em liga Cu-10Ni-3Al. (ROQUIM; et al., 2006)

2.6 CINÉTICA DE PRECIPITAÇÃO

2.6.1 Endurecimento por precipitação

Em muitas ligas, o fenômeno de endurecimento por precipitação é ainda mais complicado pelo fato que a nucleação ocorre tanto homogênea como heterogeneamente. Os locais preferenciais para a nucleação heterogênea são os contornos de grão e os planos de escorregamento. Como a nucleação heterogênea é mais fácil, a precipitação tende a ocorrer mais rapidamente nesses locais. Isso introduz um lapso de tempo entre a resposta ao envelhecimento de áreas sob nucleação heterogênea e homogênea e, assim, frequentemente pode ocorrer superenvelhecimento nos contornos de grão, antes que a precipitação na matriz tenha tido a chance de se completar. Outra consequência da rápida precipitação nos contornos de grão é que as partículas precipitadas podem crescer, resultando em um empobrecimento de soluto nas regiões adjacentes aos contornos. (REED-HILL, 1994).

A precipitação de uma segunda fase de uma solução sólida supersaturada é, na prática, uma técnica de endurecimento bem versátil e comum. (MEYERS, 1982).

2.6.2 Interação das Discordâncias com os Precipitados

Precipitados representam uma barreira ao movimento das discordâncias. Estas, movendo-se nos planos de deslizamento em que ocorrem barreiras deste tipo, podem se comportar de uma das seguintes maneiras: atravessar a barreira ou contornar os precipitados. O primeiro mecanismo é dominante em sistemas contendo precipitados coerentes, enquanto o segundo mecanismo é predominante em ligas superenvelhecidas. Mott e Navarro foram os primeiros a dar uma explicação, baseada na teoria das discordâncias, do endurecimento por precipitação. Será, agora, considerada a interação entre discordâncias e precipitados em vez de átomos de soluto. (MEYERS, 1982).

Átomos substitucionais de soluto podem produzir três efeitos básicos de endurecimento:

1. Solução sólida substitucional
2. Zonas ou precipitados coerentes
3. Precipitados incoerentes

Em cada caso, uma discordância móvel tem que vencer a resistência de uma barreira; a precipitação a partir da solução sólida ocorre na sequência 1-2-3 (citada acima). Em curvas de envelhecimento (Dureza x Tempo de Envelhecimento) o pico, ou seja, o valor máximo de dureza deve-se a otimização da distribuição e do tamanho dos precipitados, e as deformações da matriz pela coerência dos precipitados. A queda na resistência por superenvelhecimento é devida à formação de precipitados incoerentes de tamanho grande. (MEYERS, 1982).

A seguir na tabela 7 é mostrado o processo de endurecimento de algumas ligas de cobre utilizadas comercialmente.

TABELA 7: Processo de endurecimento de ligas de cobre utilizadas comercialmente. (SILVA; et al, 2006).

Material	Processo de endurecimento
Cobre puro	Solução sólida
Cobre ETP	Solução sólida
Cu Al	Solução sólida
Cu Ni	Solução sólida
Cu Zn	Solução sólida
Cu Sn	Solução sólida
Cu Zr	Solução sólida
Cu P	Solução sólida
CuTi	Precipitação
Cu Be	Precipitação
Cu Ni Sn	Solução sólida/ Precipitação
Cu Ni Pt	Solução sólida/ Precipitação

2.7 LIGA COBRE ALUMÍNIO

O alumínio é o metal mais abundante na crosta terrestre, apesar de seu processamento ser caro, pois é extraído a partir da bauxita sendo tratado quimicamente para formar alumina e por fim, através de eletrólise, se transforma em alumínio, atualmente, é um dos materiais mais usados, pois forma liga com cobre, manganês, magnésio, silício, níquel, lítio, ferro e outros.

O tratamento térmico empregado para o endurecimento ocorre por precipitação ou envelhecimento.

As ligas Cu-Al, conhecidas como bronze alumínio, contém até 14% de alumínio, o que lhe proporciona boas características de soldabilidade e de usinagem. O aumento da concentração de alumínio ao cobre conforme é mostrado no diagramas de fase da figura 15, favorece a resistência contra corrosão, ácido sulfúrico e salmoura e proporciona melhorias significativas às propriedades destas ligas, tais como:

- Boa ductibilidade e resiliência, similares àquelas obtidas com aços baixa-liga.
- Baixa densidade (1/3 do aço)
- Boa condutividade térmica e elétrica

- Elevada resistência específica
- Fácil usinabilidade, fundição, soldadura e processamento em geral.
- Boa resistência à corrosão /oxidação

Estas ligas obtiveram grande importância tecnológica, especialmente, por exemplo, em componentes navais, bombas, trocadores de calor, evaporadores, soluções ácidas ou sal.

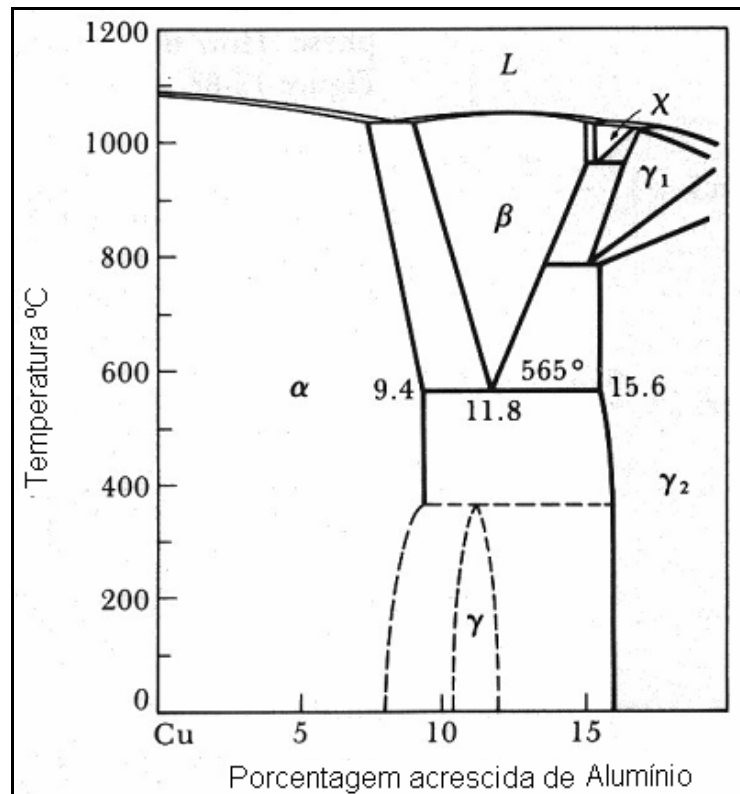


FIGURA 15: Diagrama de Fase da liga Cu-Al

Em ligas Cu-Al, normalmente, a concentração de alumínio fica acima de 10% e é utilizada em peças para embarcações, trocadores de calor, evaporadores e soluções ácidas ou sal. A tabela 8 mostra algumas características microestruturais que diferenciam o cobre e o alumínio. (NEUMANN; et al, 2004).

TABELA 8: Características microestruturais do cobre e o alumínio. (NEUMANN; et al, 2004).

Microestrutura da liga cobre-alumínio				
	Raio atômico	Estrutura	Eletronegatividade	Valência
Cu	0,128 nm	CFC	1,9	(+2)
Al	0,143 nm	CFC	1,5	(+3)

2.8 LIGA COBRE ESTANHO

A liga Cu-Sn, também chamada de bronze é formada por cobre e estanho, cujo conteúdo de estanho pode chegar a 20%. Os bronzes de estanho têm maior resistência mecânica que o latão e melhor resistência à corrosão, entretanto, têm preço mais elevado que as ligas cobre-zinco.

Estas ligas, em quase a sua totalidade são tratadas termicamente da seguinte forma:

- Recozimento realizado com temperaturas entre 600 e 750 °C e resfriados em forno ou ar.
- Solubilização e certos bronzes com adição de berílio podem ser solubilizados a 760-780 °C permitindo a solubilização de uma fase intermediária γ_2 melhorando as propriedades mecânicas.
- Precipitação com reaquecimento a 310-330 °C, após a solubilização, para o surgimento da fase γ_2 .
- Encruamento feito após a solubilização através de deformação a frio seguida de precipitação. Este processo pode elevar a dureza para 400 Vickers com resistência à tração de 140 kgf/mm².
- Têmpera e Revenimento realizado eventualmente em ligas contendo alumínio e localizadas na zona eutetóide.

A adição de estanho ao cobre influencia a liga com o aumento do limite elástico, aumento da dureza, aumento da ductilidade.

Para incrementos de estanho até 13% temos uma liga com grande ductilidade ótimo para aplicações em decoração, torneiras varetas de soldagem, válvulas, buchas, engrenagens e pequena chumaceiras. Para fundição, possui boa fluidez.

Entre 13% e 25% tem-se grande dureza e fraca ductilidade podendo ser aplicado em: casquilhos, chumaceiras, juntas, elementos com forte atrito, instrumentos, musicais. (NEUMANN; et al, 2004).

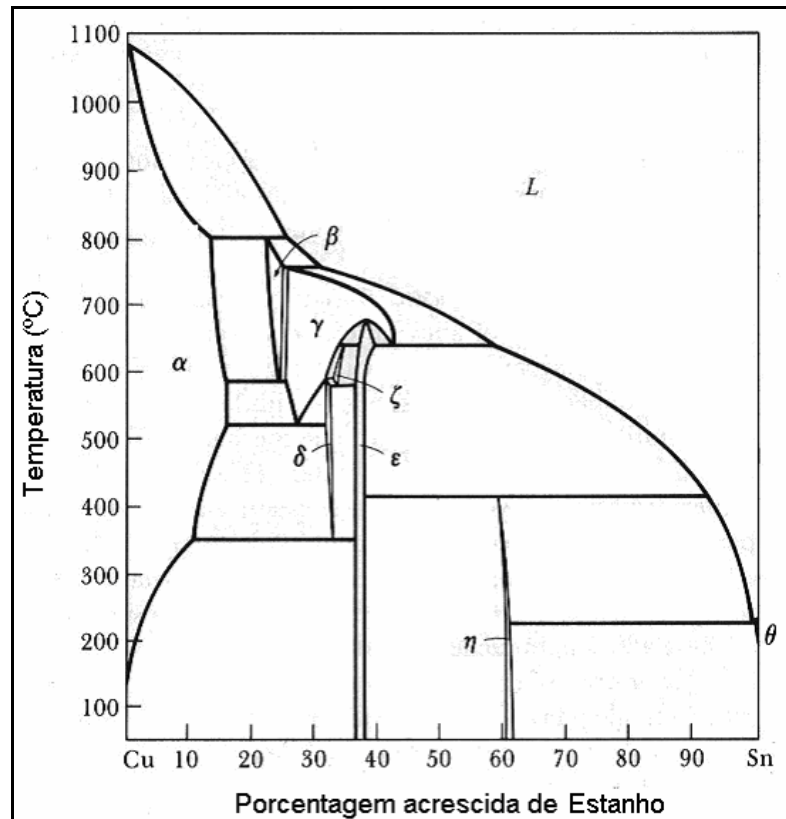


FIGURA 16: Diagrama de Fase da liga Cu-Sn. (NEUMANN; et al, 2004).

No diagrama de fases Cu-Sn mostrado na figura 16, analisando o aumento da concentração de estanho ao cobre, pode-se concluir que:

- Fase α - Estrutura CFC (solução sólida substitucional), ocorre até 15,8% de estanho em peso e apresenta bastante ductilidade.
- Fase β - Solução sólida cúbica de faces centradas ocorrendo com 22% de Sn. Fase intermediária com dureza superior a fase α .
- Fase γ - Solução sólida cúbica de corpo centrado ocorre a partir de 27,5% de Sn. Fase intermediária.
- Fase δ - Composto intermetálico cúbico de corpo centrado que ocorre a 32% de Sn, possui elevada dureza e portanto é um composto muito frágil.
- Fase ξ - Fase intermediária pseudo hexagonal (Cu_3Sn). Ocorre entre 36 e 38% de Sn, contudo é dificilmente encontrada, pois requer resfriamento muito lento. (NEUMANN; et al, 2004).

2.9 CONDUTIVIDADE ELÉTRICA

O cobre ETP apresenta propriedades importantes quanto a condução elétrica, onde um percentual da quantidade de elétrons livres, inicialmente dispersos no material a velocidades aleatórias e desordenadas orientam-se a partir da aplicação de uma força eletromotriz (a diferença de potencial entre dois pontos), fazendo-os realizar o deslocamento, agora ordenado ao longo do circuito conectado, sendo a intensidade de corrente proporcional à força eletromotriz aplicada. (BARCELOS; et al. 2004).

2.9.1 Resistência e Resistividade Elétrica

Em 1820, já era possível produzir e detectar correntes elétricas e também medir as diferenças de potencial que as causavam e quantificar a resistência elétrica dos materiais condutores.

Em 1827, o físico alemão Georg Simon Ohm (1787-1854) formulou a lei que relaciona a diferença de potencial (U), a resistência elétrica (R) e a corrente elétrica (I):

$$U = R \cdot I \quad (02)$$

A diferença de potencial é medida em volts (V) ou em J/C, a corrente é medida em ampères (A) ou em C/s e a resistência elétrica é medida em ohms (Ω) ou em V/A. O valor de R depende do material e da geometria do condutor e é para muitos materiais independentes da corrente elétrica. (CALLISTER, 2006).

Os metais são excelentes condutores de eletricidade, mas mesmo assim não oferecem liberdade total à passagem de elétrons pelo seu interior, pois sua microestrutura possui características que podem ou não favorecer a movimentação dos elétrons livres e daí a origem da resistividade no material.

Para os condutores, geralmente a resistência elétrica aumenta conforme a temperatura do material se eleva, pois isto favorece o afastamento entre os átomos o que dificulta a transição dos elétrons entre as bandas. Assim podemos interpretar resistividade elétrica como sendo o quanto um material é capaz de impedir a movimentação de elétrons em sua estrutura.

A resistividade elétrica ρ é uma propriedade do material e está relacionada com a resistência elétrica da seguinte maneira:

$$\rho = R \frac{A}{L} \quad (03)$$

Onde A é a área da secção reta perpendicular à direção da corrente e L é a distância entre dois pontos em que a tensão é medida e R é a resistência elétrica. Na tabela 9 é apresentada a resistividade elétrica de alguns materiais. (CALLISTER, 2006).

TABELA 9: Resistividade elétrica de alguns materiais. (PADILHA, 2000).

Material	Resistividade (Ωcm)
Condutores	
prata	$1,7 \times 10^{-6}$
cobre	$1,8 \times 10^{-6}$
ReO ₃	2×10^{-6}
alumínio	3×10^{-6}
ferro	13×10^{-6}
CrO ₂	3×10^{-6}
grafita	$1,0 \times 10^{-6}$
Semicondutores	
Fe ₃ O ₄	10^{-2}
B ₄ C	0,5
SiC	10
germânio	40
silício	2×10^{-5}
Isolantes	
Al ₂ O ₃	$> 10^{14}$
SiO ₂	$> 10^{14}$
Si ₃ N ₄	$> 10^{14}$
MgO	$> 10^{14}$
borracha vulcanizada	10^{14}
nylon	10^{14}
PTFE (teflon)	10^{16}
poliestireno	10^{18}

2.9.2 Mecanismos de Condução e Bandas de Energia

A condutividade elétrica (σ) de um material depende do número de portadores de cargas por unidade de volume (n), da carga (q) de cada portador e da sua mobilidade (μ):

$$\sigma = n \cdot q \cdot \mu \quad (04)$$

Tanto o número de portadores (n) como a sua mobilidade (μ) dependem da temperatura. Os condutores ou transportadores de cargas podem ser ânions, cátions, elétrons e vazios eletrônicos. A condução iônica é de importância secundária nos sólidos em temperaturas moderadas e baixas e tem alguma importância em altas temperaturas. A condução iônica desempenha um papel importante nos líquidos.

Os principais portadores de carga nos sólidos são os elétrons. Em um átomo isolado, os elétrons ocupam determinados níveis e sub-níveis de energia. Em um cristal contendo muitos milhões de átomos, os níveis de energia superpõem-se e são substituídos por bandas densamente preenchidas conforme, figura 17. (CALLISTER, 2006).

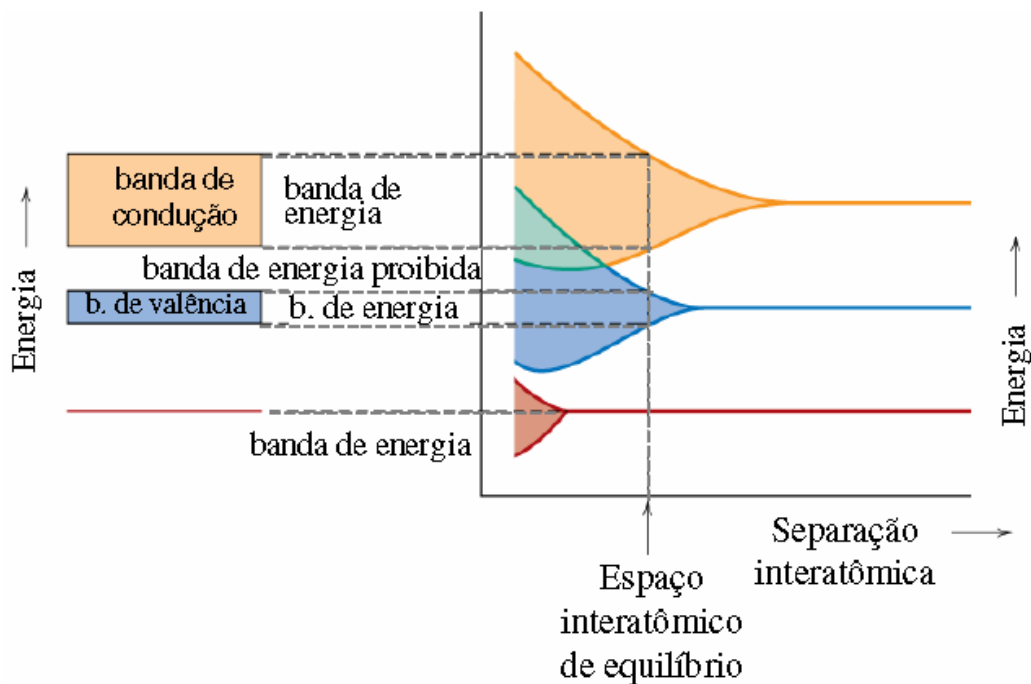


FIGURA 17: Origem das bandas de energia devido à aproximação dos átomos. (Adaptado do CALLISTER, 2006)

Nos materiais isolantes, como os polímeros e a maioria dos materiais cerâmicos, a banda proibida é muito larga e difícil de ser saltada pelos elétrons. Por esta razão, a condutividade elétrica destes materiais é muito baixa.

É interessante destacar que a temperatura exerce efeitos opostos na condutividade elétrica dos diferentes materiais. Enquanto um aumento de temperatura diminui a condutividade dos materiais metálicos, a condutividade dos semicondutores e isolantes é

aumentada. A figura 18 mostra o efeito da temperatura na condutividade elétrica de vários materiais. (CALLISTER, 2006).

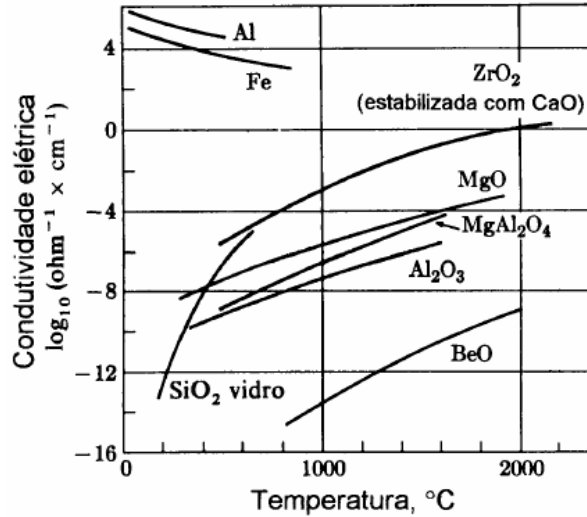


FIGURA 18: Efeito da temperatura na condutividade elétrica de vários materiais. (PADILHA, 2000).

A alta condutividade elétrica dos materiais metálicos é devida ao grande número de portadores de carga (elétrons livres) que podem ser facilmente promovidos acima do nível de Fermi.

Em uma rede cristalina isenta de vibrações e de defeitos, a resistividade elétrica é teoricamente nula. A resistência elétrica dos metais e ligas tem origem no espalhamento dos elétrons pelas vibrações da rede, pelos átomos de impureza e pelos defeitos cristalinos.

A resistividade elétrica de um material metálico monofásico pode ser considerada como sendo a soma de várias parcelas (*regra de Matthiessen*). (PADILHA, 2000).

$$\rho = \rho_t + \rho_i + \rho_d \quad (5)$$

onde:

ρ_t é a contribuição proveniente das vibrações térmicas;

ρ_i é o índice de impurezas

ρ_d é a contribuição devida à deformação, ou seja, aos defeitos cristalinos.

A figura 19 ilustra, para o cobre, as contribuições da temperatura, da deformação plástica e do soluto (níquel) em solução sólida na resistividade elétrica. A magnitude das três contribuições é comparada para a temperatura de -100°C . (CALLISTER, 2006).

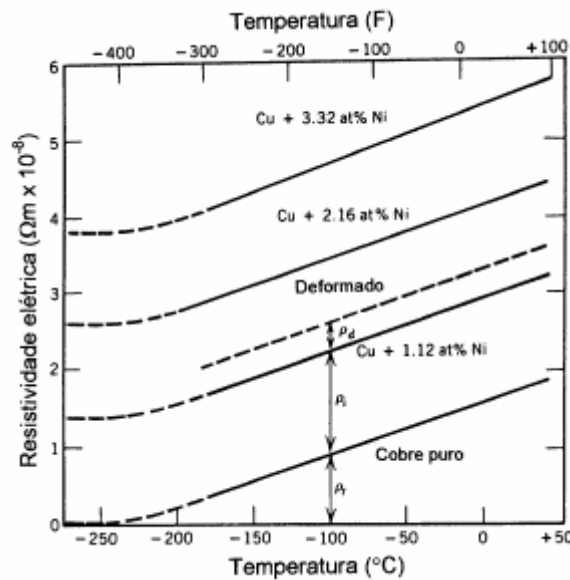


FIGURA19: Variação da resistividade elétrica com a temperatura para o cobre. (CALLISTER, 2006).

A contribuição da temperatura, acima da temperatura de Debye, geralmente obedece a uma relação linear:

$$\rho_t = \rho_0 \cdot \alpha T \quad (6)$$

onde:

ρ_0 e a são constantes dependentes do material.

A contribuição dos átomos de soluto em solução sólida é descrita pela *regra de Nordheim*: (PADILHA, 2000).

$$\rho_i = A c_i (1 - c_i) \quad (7)$$

onde: A é uma constante e c_i é a fração atômica de soluto.

A regra de Nordheim para o sistema para ligas bifásicas a relação seguinte é obedecida: (PADILHA, 2000).

$$\rho_i = \rho_\alpha V_\alpha + \rho_\beta V_\beta \quad (8)$$

onde:

ρ_α é a resistividade elétrica da fase α ;

V_α é a fração volumétrica da fase α ;

ρ_β é a resistividade elétrica da fase β

V_β é a fração volumétrica da fase β .

2.9.3 Condutividade Elétrica nos Metais

Os metais apresentam alta condutividade elétrica porque suas bandas de energia só são parcialmente preenchidas. Como existem estados de energia vazios adjacentes aos estados ocupados, a aplicação de um campo elétrico pode acelerar facilmente os elétrons produzindo corrente elétrica. Além disso, a passagem de elétrons da banda de valência para a banda de condução é relativamente fácil nos metais. Qualquer fato que dificulte o movimento dos elétrons, reduz a condutividade elétrica. Por exemplo, a vibração térmica (aumento da temperatura), átomos de soluto e defeitos cristalinos aumentam a resistividade elétrica dos metais. (PADILHA, 2000).

Para uma variedade de materiais e condições, a resistência elétrica não depende da quantidade de corrente que flui ou a quantia de voltagem aplicada.

Porém, a corrente elétrica também depende da natureza deste condutor e das condições ambientais às quais está submetido.

O caminho livre médio é a distância percorrida por um elétron entre dois choques sucessivos. O caminho livre médio e a resistividade do material são grandezas inversamente proporcionais; portanto este depende do coeficiente de temperatura.

A quantidade de resistência em um circuito elétrico determina a quantia de corrente que flui no circuito para qualquer determinada voltagem aplicada ao circuito. Desta maneira, deve-se levar em consideração também para esta propriedade, relacionar o tipo de material em relação à resistência.

Os átomos ligados à rede cristalina estão em constante movimento vibratório (com exceção quando estão no zero absoluto). A energia absorvida por imperfeições no cristal

varia quando variamos a energia em forma de temperatura no sistema cristalino. Esta variação de vibração nas partículas interfere no movimento dos elétrons livres.

Na mesma linha, as imperfeições geradas por esforços mecânicos como laminação, por exemplo, interferem diretamente nos movimentos dos elétrons livres. Este deslocamento de imperfeições produz perdas nos movimentos dos elétrons e, conseqüentemente, gera o aquecimento do condutor.

Caso haja uma distorção na rede cristalina, ocorrerá uma periodicidade do potencial das ondas que serão espalhadas surgindo, assim, a resistividade elétrica.

Há três formas principais de distorção da rede cristalina que provocam a resistividade do metal, a saber.

1 - Agitação térmica dos átomos (fônons de rede).

2 - Quebra da periodicidade causada por alterações desordenadas dos átomos de diferentes tipos ou pela existência de posições vazias na rede (lacunas) e presença de átomos intersticiais.

3 - Distorção estática da rede, causada pelos deslocamentos dos centros de vibrações dos átomos.

Portanto, o mecanismo subjacente para este movimento de elétrons depende do material e está diretamente ligada a estrutura e microestrutura do material.

O teor de elementos de liga altera os valores de condutividade e resistividade, pois alteram a rede cristalina com tamanhos diferentes de átomos. Desta maneira, os átomos estranhos ao metal puro alteram a resistividade do metal.

A tensão em V (volts) pode ser medida diretamente pelo objeto ou pode ser calculado de uma subtração de voltagens relativa para um ponto de referência. O método anterior é mais simples para um único objeto e é o mais preciso.

A condutividade elétrica (σ) indica a facilidade com que um material conduz corrente elétrica. O conceito condutividade é o inverso da resistividade - ρ dos materiais, sendo esse um aspecto muito importante devido sua variabilidade em condições de aplicação da corrente de trabalho, portanto cada condutor, dimensionado por sua seção circular transversal, possibilita um fluxo de intensidade de corrente limitada; sendo denominada capacidade máxima de condução. (GARCIA, 2004).

$$\sigma = \frac{1}{\rho} \tag{9}$$

A condutividade elétrica é, dentre as propriedades dos materiais, a que apresenta valores mais característicos e distantes. Por exemplo, a condutividade elétrica de um condutor, como a prata ou o ouro, é mais de 20 ordens de grandeza maior que a condutividade de um isolante, como o polietileno. Em função dos valores de condutividade ou de resistividade, os materiais podem ser classificados como: condutores, semicondutores e isolantes. (CALLISTER, 2006).

Em 1913, a Comissão Internacional de Eletrotécnica adotou a condutibilidade do cobre como padrão, definindo o cobre recozido como 100% IACS. Isto significa que o cobre proporciona uma maior capacidade de conduzir corrente elétrica para um mesmo diâmetro de fio ou cabo do que qualquer outro metal de engenharia usualmente empregado como condutor elétrico.

Cabos elétricos de cobre requerem menor isolação e eletrodutos de menor diâmetro quando comparados com cabos de alumínio. O alumínio possui menor condutibilidade elétrica, necessitando, portanto, de cabos de maior diâmetro quando comparados com o cobre para conduzir a mesma corrente. Este é o motivo pelo qual num dado eletroduto é possível instalar uma maior quantidade de fios ou cabos de cobre comparados com o alumínio. Além disso, o cobre, também proporciona uma condutividade térmica superior (60% superior ao alumínio), o que leva a uma economia de energia e facilita a dissipação de calor.

A norma ASTM B 224 estabelece o cobre para utilização em condução elétrica. O cobre deve ser o eletrolítico tenaz com teor de pureza de 99,90% e o teor de oxigênio deve estar entre 0,02 e 0,07%.

Para medidas de condutividade elétrica para o cobre é considerada como referência o cobre da norma ASTM B 224 acima e classificada como padrão 100% IACS. Este padrão indica que o cobre deve ser um fio com resistência elétrica de 0,15328 Ω para um estado recozido, 1g de massa, 1m de comprimento e 20⁰C de temperatura ambiente.

As unidades de resistividade também são baseadas na IACS. São valores obtidos para uma amostra que apresenta 1/58 ohms a temperatura de 20⁰ C equivalendo assim, a 100 % do material.

Na figura 20, a impureza de alguns elementos existentes no composto do cobre varia a condutividade elétrica, sendo a condutividade expressa pelo percentual do padrão internacional para cobre recozido (IACS – *International Annealed Copper Standard*). (CALLISTER, 2006).

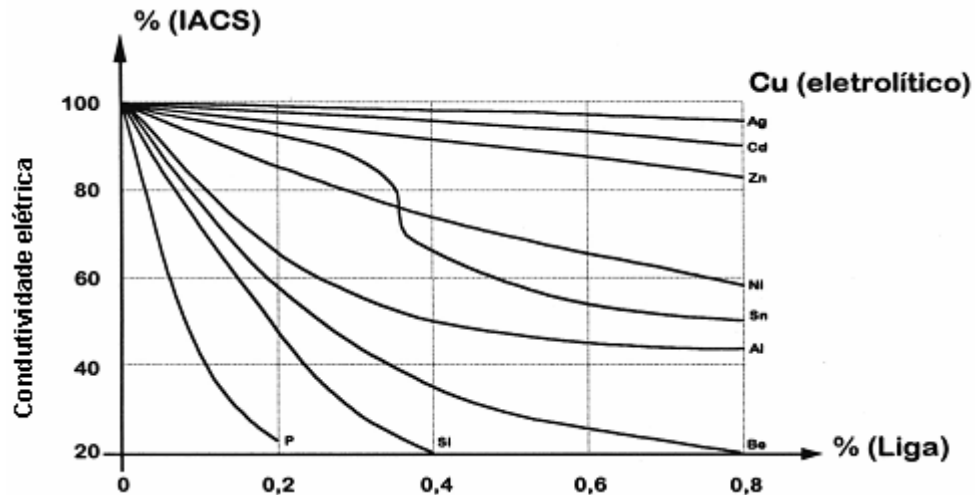


FIGURA 20: Variação de condutividade elétrica em função da porcentagem do elemento de liga. (SILVA, 2006).

2.10 FUNDAMENTOS DA METALÚRGIA DO PÓ

A metalurgia do pó é o processo metalúrgico de fabricação que se distingue dos processos convencionais pela ausência de fase líquida ou presença apenas parcial de fase líquida durante o processamento. É uma técnica de fabricação que permite a produção de peças com formas definitivas ou quase definitivas dentro de tolerâncias bastante apertadas, produção de componentes com certas características estruturais e físicas impossíveis de serem obtidas através de qualquer outro processo metalúrgico.

A metalurgia do pó pode ser dividida em duas etapas fundamentais: moldagem ou compactação e aquecimento ou sinterização. A sinterização, que é realizada em fornos especiais, geralmente ocorre em temperaturas que variam entre 70% e 80% da temperatura de fusão do metal ou liga metálica considerada, sob condições muito bem controladas de temperatura, tempo e ambiente, sendo esta última etapa a que propicia a resistência mecânica e outras propriedades ao material compactado. (DELFORGE; et al, 2007).

O controle exato da composição química desejada do produto final, a redução ou eliminação das operações de usinagem, o bom acabamento superficial, a pureza dos produtos obtidos e a facilidade de automação do processo produtivo são alguns dos motivos que tornaram a metalurgia do pó uma fonte produtora de peças para, praticamente, todos os ramos da indústria. A figura 21 mostra o fluxograma para a obtenção do produto a partir da metalurgia do pó. (NUNES, 2003).

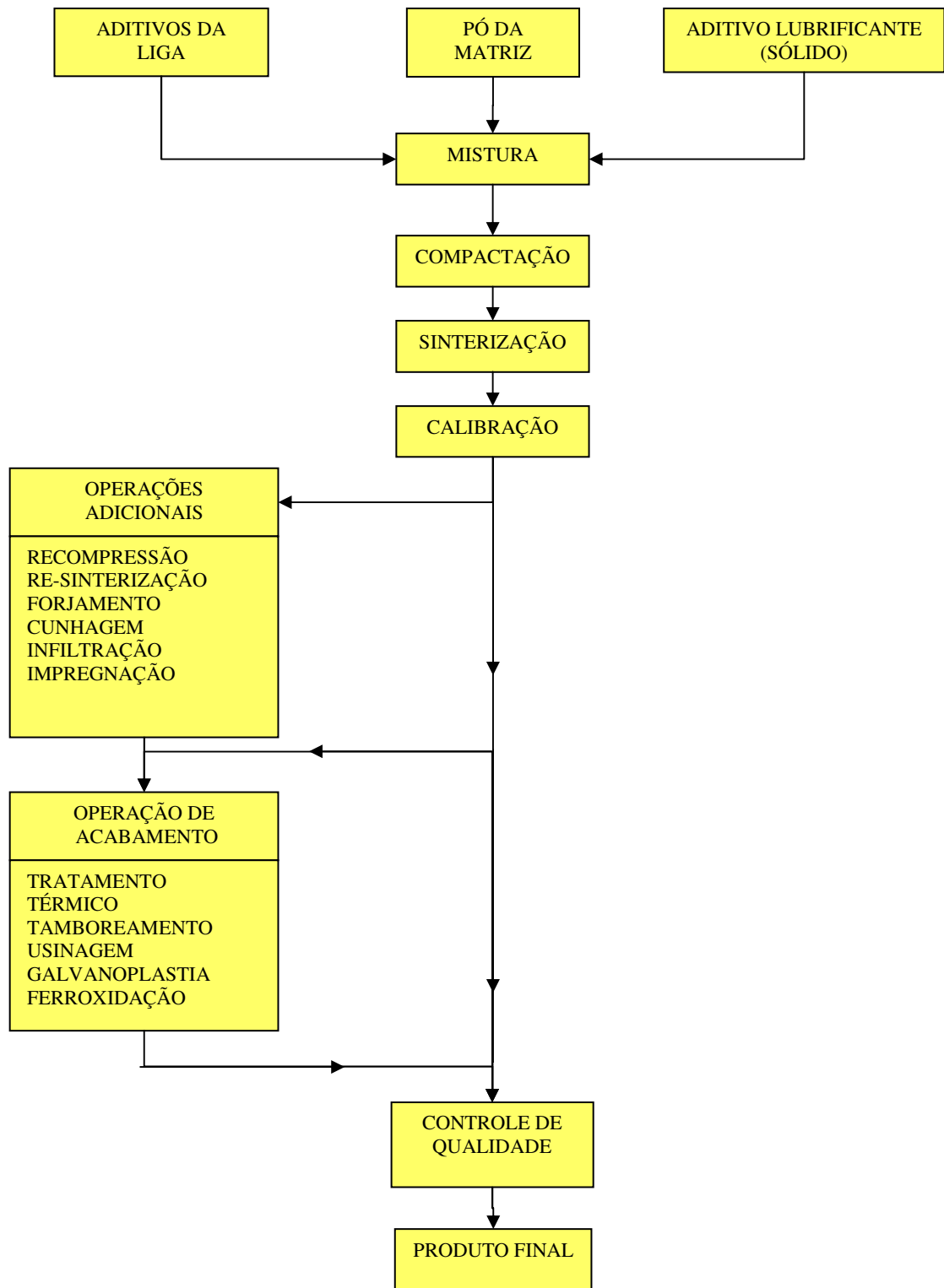


FIGURA 21: Fluxograma para a obtenção do produto a partir da metalurgia do pó. (NUNES, 2003).

2.10.1 Características do Pó

O tamanho, a forma e a distribuição dos grãos são características importantes na produção de peças sinterizadas e variam conforme o método de obtenção do pó. O volume de grão máximo que o material pode atingir corresponde às dimensões da partícula de pó que são utilizadas para sua fabricação, embora a maioria dos pós sejam policristalinos, isto é, apresentam grãos menores do que as dimensões das partículas de pós. A formação e o crescimento das ligações entre partículas é bem semelhante à recristalização primária, pois o prolongamento da exposição a elevadas temperaturas geralmente não ocasiona recristalização secundária nem crescimento anormal do grão, devido a fatores inibidores como óxidos superficiais e outros tipos de contaminação na superfície das partículas dos pós. Em temperaturas de serviço relativamente baixas ou intermediárias, o grão fino representa um considerável ganho de resistência mecânica e tenacidade, simultaneamente. (BRITO; et al, 2007).

2.10.2 Obtenção do Pó

Os métodos de obtenção podem ser mecânicos, químicos, físicos e físico-químicos. Dependendo das características desejadas do grão, mais de um método pode ser empregado sucessivamente.

Um dos métodos físicos mais usados é a atomização (figura 22), onde o metal fundido vaza por um orifício, formando um filete líquido que é “bombardeado” por jatos de ar, de gás ou de água.

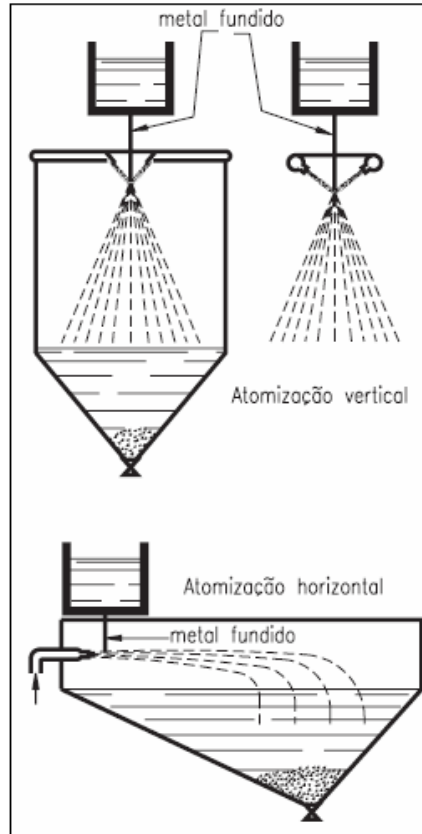


FIGURA 22: Método de atomização vertical e horizontal.(ESSEL, 2009).

Esses jatos saem de bocais escolhidos de acordo com o formato de grão desejado e produzem a pulverização do filete de metal fundido e seu imediato resfriamento.

Depois, o pó é recolhido, reduzido, peneirado e está pronto para ser usado.

A espessura do filete, a pressão do fluido utilizado, as formas do conjunto de atomização, a configuração do bocal de atomização e o tipo de atomização que determinam o tamanho e forma das partículas do material pulverizado. A figura 23 mostra dois tipos diferentes de bocais para os pulverizadores. (ESSEL, 2009).

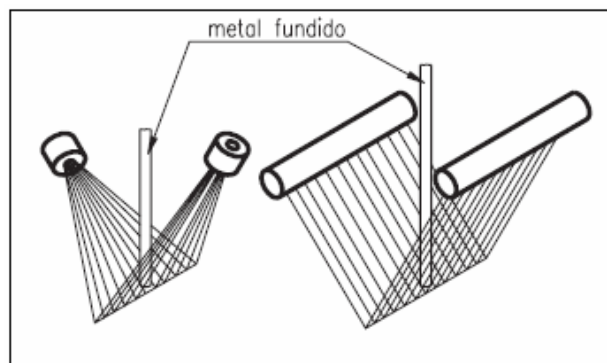


FIGURA 23: Tipos de bocais de atomização. (ESSEL, 2009).

Um método físico-químico utilizado, principalmente para a produção de pós de cobre, é a eletrólise onde o metal, na forma sólida, é colocado num tanque e dissolvido numa solução eletrolítica, na qual passa uma corrente elétrica. Assim podemos definir que Eletrólise é um processo de reação não espontânea que produz a decomposição de uma substância, em solução aquosa ou fundida, por meio de corrente elétrica.

Os pós, obtidos por esse processo apresentam elevado grau de pureza e depois de recolhida do tanque de eletrólise, a massa de pó, em forma de lama, é neutralizada, secada, reduzida e classificada por peneiramento para a obtenção de grãos menores, este processo é complementado por métodos mecânicos.

Podem ser obtidos também por meio da pirólise, ou seja, um método físico-químico que consiste na decomposição de uma substância por ação do calor ou por métodos químicos, como a corrosão, que produz a oxidação do metal pelo ataque de ácidos ou bases, ou a redução de óxidos metálicos pelo emprego de hidrogênio ou monóxido de carbono.

Entre os métodos mecânicos para obtenção de pós, um dos mais usados é a moagem. Em geral, é feito em um equipamento chamado moinho de bolas, que consiste num tambor rotativo contendo esferas metálicas de material resistente ao desgaste. Quando o tambor gira, as esferas chocam-se umas contra as outras, desintegrando gradativamente o material que se encontra no interior do tambor. A figura 24 mostra um moinho de bolas utilizado para obtenção do pó. (ESSEL, 2009).

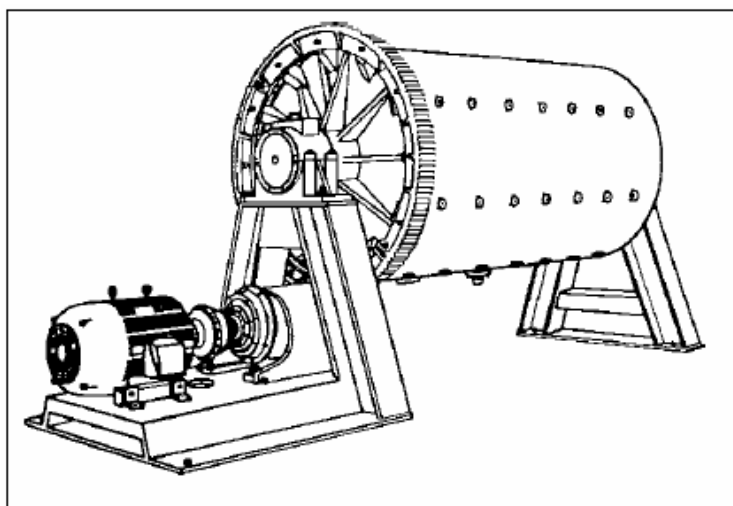


FIGURA 24: Moinho de bolas utilizado para obtenção do pó. (ESSEL, 2009).

2.10.3 Compactação

Nesta etapa, uma quantidade predeterminada de pó é colocada na cavidade de uma matriz montada em uma prensa de compressão, que pode ser mecânica ou hidráulica. A compactação ocorre por deslocamentos simultâneos dos punções; superior e inferior, à temperatura ambiente. Na figura 25 é mostrado a sequência dessa operação.

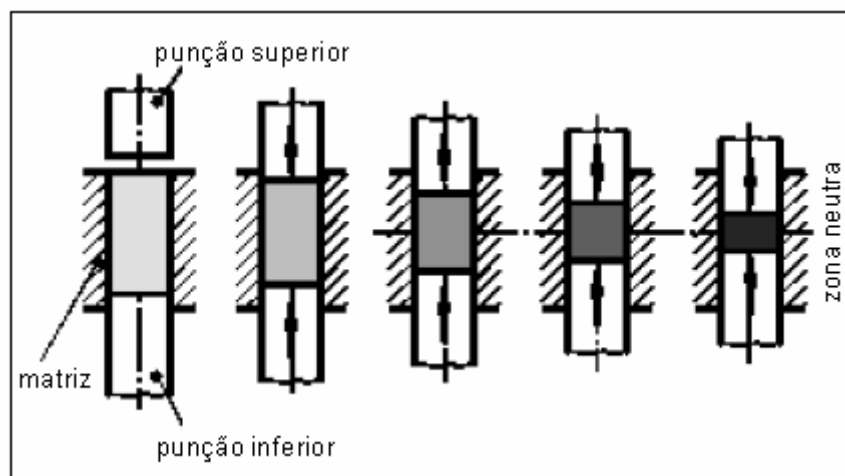


FIGURA 25: Sequência das operações de compactação. (ESSEL, 2009).

Nos primeiros movimentos do punção superior e do punção inferior, a compactação causa apenas o adensamento do pó, sem deformação das partículas e sem produzir adesão entre elas. Se o processo for interrompido, o pó não manterá uma forma com contornos definidos.

O aumento da pressão provocará deformação plástica das partículas e as partes mais finas de cada partícula sofrerão deformação ou quebra, que favorece o entrelaçamento dos grãos, produzindo uma espécie de “solda fria”. Com o aumento da compressão, os atritos do material contra as paredes da matriz e a fricção interna das partículas elevam a densidade do material aos valores desejados.

Após a compactação, a peça é chamada de “compactado verde”. O material compactado deve ser manuseado com cuidado para não se quebrar. A densidade e a resistência são duas características importantes nesta etapa, pois influenciam as propriedades mecânicas da peça final. (ESSEL, 2009).

2.10.4 Mistura e Homogeneização:

Quando se deseja misturar pós diferentes para formar uma liga ou mesmo usar pós de mesma natureza, porém de estoques diferentes, para que o resultado do processo seja satisfatório é necessário fazer uma mistura dos pós e garantir a homogeneização dela. Existe uma variedade de equipamentos que fazem isto, garantindo diferentes níveis de qualidade de mistura e homogeneização. Pode-se fazer tanto uma mera mistura mecânica, usando um misturador (figura 26) ou uma mistura mais profunda, optando-se por uma moagem, conforme. (THÜMMLER; et al, 1993).



FIGURA 26: Misturador de pós (RECOMPÓ – PTECH, 2005)

2.10.5 Lubrificação

Técnica necessária quando se deseja aumentar a compressibilidade dos pós e para proteger a matriz de compactação. Consiste em misturar aos pós um agente que servirá como atenuador do atrito entre as partículas e entre estas e as paredes da matriz de compactação, durante a conformação dos pós. Cera é usada como substância lubrificante. Em geral, elas formam uma fina camada sobre a superfície das partículas. Pode-se também cobrir as partículas para protegê-las contra a oxidação quando se pretende estocá-lo por longos períodos ou quando se pretende promover sua aglomeração. A aglomeração é recomendada quando o pó tem certa toxicidade e é muito fino. Para diminuir a concentração de partículas em suspensão no ambiente de trabalho, produz-se a aglomeração das partículas. (ESSEL, 2009).

2.10.6 Sinterização

Esta é a etapa de consolidação final da peça. A massa de partículas, na forma de compactado verde ou confinada em moldes, é aquecida a temperaturas altas, mas abaixo do ponto de fusão do metal base, sob condições controladas de temperatura, velocidade de aquecimento e resfriamento, tempo de permanência e atmosfera.

A sinterização é feita, normalmente, em fornos contínuos, caracterizados por três zonas de operação: preaquecimento, manutenção da temperatura e resfriamento. A figura 27 mostra uma vista esquemática de um forno desse tipo.

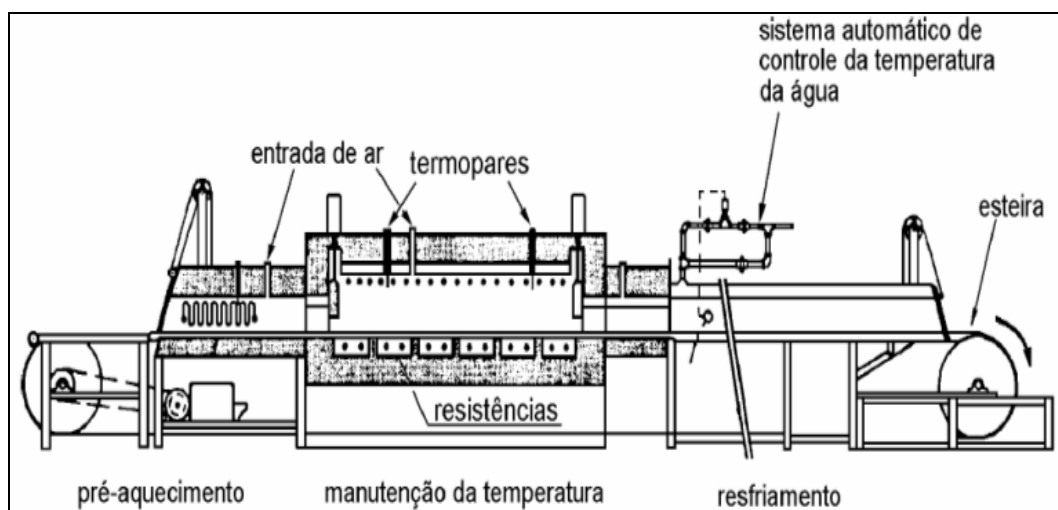


FIGURA 27: Vista esquemática de um forno utilizado para sinterização. (ESSEL, 2009).

Nesta etapa, ocorre à ligação química das partículas do pó, o que reduz ou até mesmo elimina a porosidade existente no compactado verde.

Na sinterização ocorre, normalmente, uma deformação do compactado, que se contrai, podendo chegar a uma redução de 40% do seu volume inicial ou a uma redução linear cerca de 16%. (ESSEL, 2009).

2.10.7 Mecanismos para acelerar a sinterização

Existem, dois tipos básicos de sinterização: a sinterização por fase sólida e a sinterização por fase líquida. A condição força motora para a ocorrência de qualquer tipo de sinterização é a diminuição da energia livre superficial do conjunto de partículas. Esta diminuição ocorre por meio do desaparecimento da interface material/poro, que é substituída pela interface material/material, quando a porosidade desaparece. Estes dois tipos básicos de sinterização são capazes de densificar total ou parcialmente a estrutura, sendo que com o primeiro tipo é possíveis se obter uma estrutura com porosidade controlada, enquanto que o fechamento total da porosidade é mais facilmente obtido através da sinterização por fase líquida.

Durante a sinterização, a porosidade da estrutura é fechada. Para isto, o material deve ser deslocado para preencher os espaços vazios. É justamente o modo como este material é deslocado que indica o tipo de sinterização. Deste ponto de vista, a cinética de sinterização difere grandemente quando existe ou não um líquido presente na estrutura. Por isso, o processo de sinterização é dividido nos tipos básicos citados anteriormente.

Dentro destas classes básicas, existem muitas variações de cinética de sinterização, devido a enorme variedade de materiais sinterizáveis, suas relações e as relações entre estas e os fatores geométricos significantes (tamanho e forma de partículas). Devido a isto, quando se deseja determinar a cinética de sinterização de dado sistema, a rigor, deve-se examinar criteriosamente o caso específico, usando as teorias como subsídio, ao invés de se tentar enquadrar o processo dentro das teorias existentes, como é usualmente feito. (SILVA; et al, 1998).

2.10.8 Sinterização por Fase Sólida

Na sinterização por fase sólida, o material é transportado sem que haja qualquer tipo de líquido na mistura. Existem diversas formas de transporte de material: por fluxo viscoso (caso dos vidros, materiais amorfos e também cristalinos, submetidos à pressão), por difusão atômica (os cristais) ou por transporte de vapor (materiais com alta pressão de vapor). Em todos estes casos, o material é transferido para a região de contato entre partículas vizinhas. Outras formas de transporte, até mais eficientes do que estas citadas devem ser consideradas porque envolvem deslocamento de partículas inteiras, como deslizamento e rotação de partículas, e não deslocamento de átomos individuais. Sejam quais forem os mecanismos atuantes, rigidez e densificação são conseguidas pelo aumento da área de contato entre as partículas e o melhor empacotamento de matéria. Outros mecanismos podem ser encontrados em sistemas particulares. (SILVA; et al, 1998).

2.10.9 Sinterização por Fase Líquida

A sinterização por fase líquida acontece devido à formação de líquido na mistura. 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. A sinterização com fase líquida é um modo bastante atraente de consolidação de materiais dificilmente sinterizáveis por fase sólida e para a obtenção de materiais compósitos. (SILVA; et al, 1998).

2.10.10 Operações Complementares

Depois da sinterização, a peça ainda pode passar por processos de recompressão, tratamentos térmicos e usinagem, ou ser imediatamente utilizada. Ela é necessária para garantir tolerâncias apertadas ou rugosidade e deve ser feita quando, durante a sinterização, a deformação da peça ultrapassa os limites estabelecidos.

Peças sinterizadas podem ser tratadas termicamente, do mesmo modo que as peças metálicas convencionais. Esses tratamentos térmicos conferem dureza apenas à camada superficial da peça (cimentação e nitretação) e a densidade é um fator importante na difusão dos gases através dos seus poros, podendo ocorrer o endurecimento total da peça.

A usinagem de peças deve ser feita, sempre que for impossível conseguir a configuração geométrica ideal da peça diretamente nas matrizes e machos de compactação. É o caso de furos transversais, sangrias, roscas, reentrâncias transversais internas ou externas. Como mostra a figura 28.

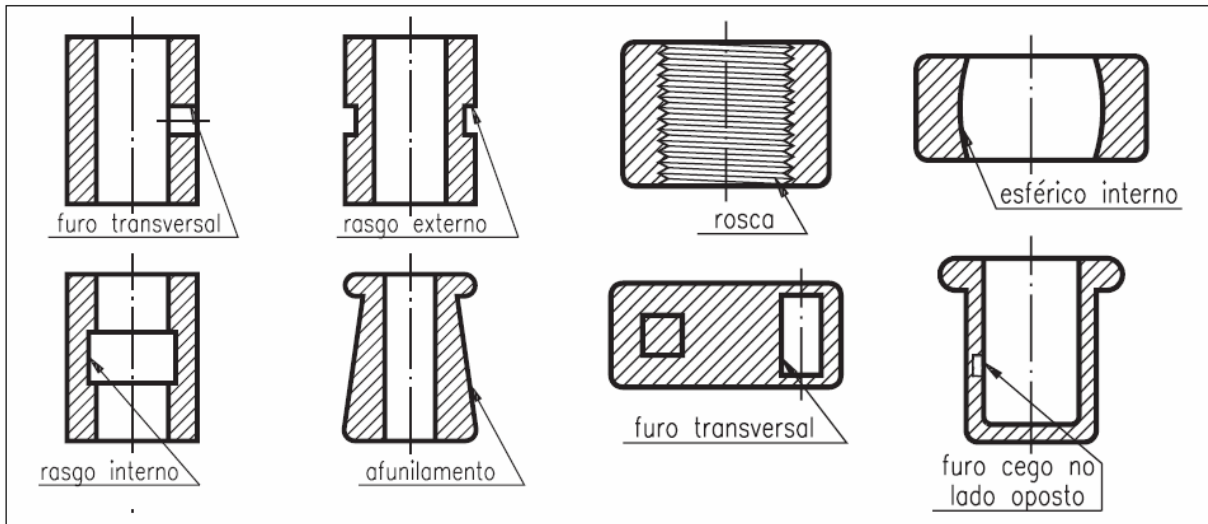


FIGURA 28: configuração geométrica de algumas peças processadas a partir da metalurgia do pó. (ESSEL, 2009).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Amostras de ligas Cu-Ni-Al, Cu-Ni-Cr, Cu-Ni-Sn e Cu-Ni-Sn foram produzidas a partir de precursores de alta pureza.

Os materiais utilizados foram:

Ligas fundidas:

- 98,31 % Cu - 1,12 % Ni - 0,57 % Sn;
- 99,33 % Cu - 0,23% Ni - 0,43% Pt.

Liga fundida e posteriormente laminada:

- 97,99 % Cu – 1,55% Ni - 0,46% Pt.

Ligas produzidas a partir da metalurgia do pó:

- 98,5% Cu - 1% Ni - 0,5%Al;
- 98,5% Cu - 1%Ni - 0,5%Cr;
- 98,5% Cu - 1% Ni - 0,5%Sn;
- 90%Cu - 5%Ni - 5%Sn;
- 98,5%Cu - 1%Ni - 0,5%Pt.

Onde, os valores apresentados das composições químicas estão em % de massa.

Na figura 29 é mostrado um corpo de prova embutido com resina, processo semelhante as demais amostras.

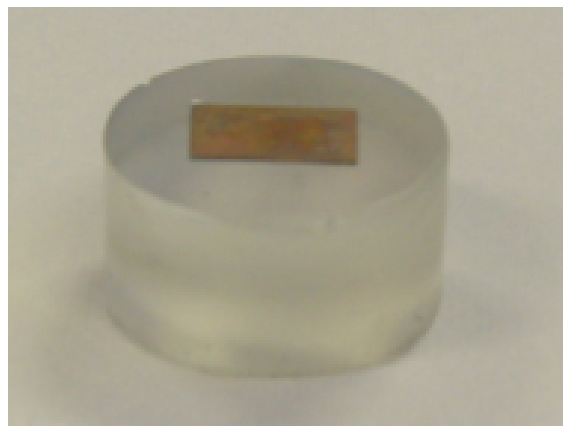


FIGURA 29: Amostra de CuNiSn após o processo de embutimento.

3.2 FABRICAÇÃO DAS LIGAS

Neste trabalho foram estudadas ligas fundidas de CuNiSn e CuNiPt que já haviam sido obtidas pelo grupo de pesquisa do IPEN, com o qual tem sido realizada a colaboração. Os detalhes sobre a preparação destas amostras encontram-se no trabalho Monteiro et al. 2007. A caracterização destas ligas foi realizada no laboratório de Caracterização de materiais da UPM como parte de uma continuação da colaboração e como parte de um estudo comparativo com os resultados obtidos para amostras de metalurgia do pó. As ligas fabricadas por metalurgia do pó foram fabricadas integralmente durante a realização deste trabalho, seguindo os passos descritos.

3.2.1 Preparação das Amostras de Ligas Fundidas (MONTEIRO, et al. 2007)

As amostras de ligas de Cu-Ni-Pt foram produzidas a partir de precursores de alta pureza, usando um forno elétrico de arco voltaico no vácuo. As amostras foram tratadas a 1073 K durante 10 horas. Após esse tratamento foi realizada uma seqüência de tratamentos termomecânicos com a intenção de aumentar a dureza mantendo a condutividade elétrica das ligas. Esses tratamentos são mostrados.

3.3 MÉTODOS

3.3.1 Preparação Metalográfica

Na preparação da superfície das amostras foram realizados lixamentos em uma rampa com refrigeração à base de água (figura 30), movimentos executados por deslizamento em um único sentido, com giros periódicos de 180°. Foram utilizadas lixas de carbetto de silício marca 3M e abrasivo com granulação 1000 e 1200 mesh, no intuito de se obter riscos finos e pouco profundos. Depois de lixadas as amostras foram lavadas com água e álcool etílico e cuidadosamente limpas com um algodão.



FIGURA 30: Rampa para com refrigeração à base de água

Depois do lixamento as superfícies das amostras foram polidas em uma politriz Polipam-2, modelo Pantec de duas velocidades 300 e 600 rpm. Em sua base rotativa foram usados panos para polimento metalográfico em conjunto com pasta abrasiva de diamante marca Arotec, granulação de classe 1 μ m homogeneizada através de aplicação de álcool etílico, dando ao acabamento superficial uma completa eliminação dos riscos. A figura 31, mostra a politriz utilizada no processo de polimento.



FIGURA 31: Politriz marca Pantec

Após o polimento, a superfície da amostra foi novamente limpa com álcool etílico e água. Depois de se fazer à secagem com algodão, foi realizado o ataque químico. Esse processo é feito para realçar os grãos e precipitados da amostra. O ataque ocorreu com uma substância a base de cloreto férrico, somado a 10ml de ácido clorídrico e 100ml de água destilada, para uma exposição por imersão de aproximadamente 5 segundos.

3.3.2 Microscopia Óptica

A caracterização microscópica foi realizada em um Microscópio Ótico de Reflexão modelo BX60M; marca: Olympus; capacidade de aproximação: 1000X e programa de imagem: Image - Pro Express Versão 5.1.0.12 P/ Windows. Figura 32.

A microscopia óptica permite análise das amostras em grão, sem necessidade de se montar secções polidas ou delgadas. Os minerais são identificados por cor, brilho, hábito, clivagens, fratura, e é possível utilizar técnicas auxiliares diretas, como punção com alfinete para confirmar pintas de ouro ou delaminar micas e vermiculita, interação com imã, ou testes microquímicos. (POSTEK; et al, 1980).

Para a visualização de amostras opacas o microscópio ótico usa luz refletida ou polarizada e nos casos de materiais não-opacos pode também ser utilizada luz transmitida. O microscópio ótico de luz refletida permite ampliações entre 10x e 1000x, podendo observar detalhes da microestrutura de 1micrometro.



FIGURA 32: Microscópio Ótico de Reflexão modelo BX60M

3.3.3 Microdureza

Os ensaio de dureza Vickers das amostras polidas foi realizado em um Microdurometro Vickers 1000TM HXD, marca Pantec, deslocamento centesimal dos eixos, capacidade 1000g e com testador de dureza, utilizando uma ponta de diamante em forma de pirâmide com uma base quadrada e ângulo com 136° entre as faces opostas conforme figura 33. A parametrização da impressão foi alcançada com carga de 100g e dimensionada através de uma objetiva com resolução de 0,001 milímetros.



FIGURA 33: Durômetro 1000TM HXD Pantec

3.3.4 Espectroscopia por absorção de infravermelho

Para que ocorra absorção da radiação infravermelha é necessário que haja variação do momento de dipolo elétrico da molécula como consequência de seu movimento vibracional ou rotacional (o momento de dipolo é determinado pela magnitude da diferença de carga e a distância entre dois centros de carga). Somente nessas circunstâncias, o campo elétrico alternante da radiação incidente interage com a molécula, originando os espectros. De outra forma, pode-se dizer que o espectro de absorção no infravermelho tem origem quando a radiação eletromagnética incidente tem uma componente com frequência correspondente a uma transição entre dois níveis vibracionais. A vibração dos átomos no interior de uma molécula apresenta energia coerente com a região do espectro eletromagnético correspondente ao infravermelho (100 a 10000cm^{-1}). (FIORINI, 2000).

O feixe (energia radiante) passa, alternadamente através da amostra e da referência. Trabalha-se com prisma ou grade de difração, para dispersar a luz policromática

em várias faixas de comprimento de onda, obtendo assim uma radiação monocromática. Radiação esta, que após atravessar a amostra é refletida por um sistema de espelhos, passa por fendas estreitas indo em direção ao detector e deste para um registrador (FIORINI, 2000).

Uma outra importante aplicação do infravermelho, bem menos utilizada, é a análise quantitativa de misturas de compostos. Como a intensidade de uma banda de absorção é proporcional a concentração do componente que causou esta banda, a quantidade de um composto presente em uma amostra pode ser determinada através de uma curva de calibração (intensidade da banda Espectroscopia no Infravermelho *versus* concentração) construída a partir de amostras com concentrações conhecidas do composto em questão (FIORINI, 2000).

A espectroscopia por absorção de infravermelho foi realizada com um equipamento modelo *Spectrum BX*, séries _ Perkin Elmer, com as seguintes condições experimentais:

- Acumulações: 4
- Detector: DTGS
- Refletor: KBR
- Resolução: 4,00 cm^{-1}
- Acessórios de refletância total atenuada (ATR): ATR Milagre.

Duas amostras foram analisadas, uma amostra tratada a 1073 K e uma laminada e uma amostra termicamente e envelhecida.

3.3.5 Difratometria

Os dados de difração foram coletados em um difratômetro convencional Rigaku MultiFlex com um monocromador fixo. As condições experimentais foram: 40kV, 20mA, $20^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$, $\Delta 2\theta = 0,02^\circ$, radiação $\lambda_{\text{CuK}\alpha}$, fenda de divergência = $0,5^\circ$, fenda de recepção = 0,3 mm e tempo de contagem 8 s.

3.3.6 Condutividade:

Para medir a condutividade, foi utilizado um miliohmímetro, modelo: Agilent 4338B Serie: 04338-90021 fabricante: Agilent Technologies Japan.

O equipamento pode medir as grandezas: R (Resistência), X (Reatância), L (Indutância), |Z| (Impedância) e σ (Fase).

As características gerais do equipamento são:

- Frequência: 1 kHz \pm 0.1%;
- R= 10 μ a 100k Ω ;
- Nível de sinal 1 μ , 10 μ , 100 μ , 1 m, 10 mArms;
- Voltagem de máxima por amostra 20 mV;
- Calcula a média 1 a 256 vezes;
- Tempo de Demora de gatilho: 0 a 9.999 segundos para 0.001 segundos por passo;
- Tempo de Demora de fonte: 0 a 9.999 segundos para 0.001 segundos por passo;
- Cabos de teste: comprimento Máximo de 2 metros;
- Tolerância \pm (10% + 0.2 μ A).

Este equipamento encontra-se localizado em um laboratório climatizado para o cálculo de condutividade, a partir da resistividade encontrada no aparelho, foi usada a temperatura ambiente 23°C, ao qual é controlada durante as medidas, conforme figura 34.



FIGURA 34: Miliohmímetro, modelo: Agilent 4338B.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 35 mostra a sequência do processo de fabricação das amostras de fundidas, e o código adotado para a identificação da amostra.

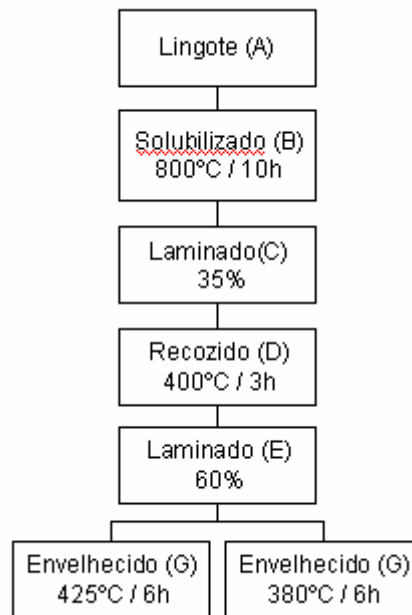


FIGURA 35: Processo de fabricação das amostras fundidas. (SILVA, 2006).

As tabelas 10, 11 e 12 mostram a dureza vickers e condutividade elétrica das amostras CuNiPt e CuNiSn a partir do processo de fundição e laminação. As informações foram fazer referencias aos resultados que já haviam sido obtidos pelo grupo de pesquisa do IPEN, encontrando-se no trabalho. (SILVA, 2006).

TABELA 10: A dureza vickers e condutividade elétrica das amostras de 97,99 % Cu - 1,55 % Ni - 0,46 % Pt, fundida. (SILVA, 2006).

Liga l	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,01$)
1A	738,50	32,80
1B	725,69	32,00
1C	927,69	32,00
1D	884,60	35,20
1E	1186,00	18,30
1F	749,30	12,40
1G	627,60	15,80

TABELA 11: A dureza vickers e condutividade elétrica das amostras de 99,33 % Cu – 0,23 % Ni – 0,43 % Pt, fundida. (SILVA, 2006).

Liga 2	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,01$)
2A	815,00	57,00
2B	683,80	47,50
2C	966,00	15,60
2D	903,20	15,80
2E	750,19	14,00
2F	594,80	14,40
2G	544,00	15,40

TABELA 12: A dureza vickers e condutividade elétrica das amostras de 98,31 % Cu – 0,12 % Ni - 0,57 % Sn, fundida. (SILVA, 2006).

Liga 4	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,01$)
4A	647,30	36,00
4B	706,10	26,00
4C	1226,00	21,00
4D	1010,00	16,40
4E	1664,00	13,00
4F	902,20	31,00
4G	755,10	37,00

4.1 Ligas de CuNiAl, CuNiCr e CuNiSn, por Metalurgia do Pó

Pós de alta pureza foram misturados e compactado em uma prensagem uniaxial a frio. Posteriormente, as amostras foram sinterizadas em um forno de compactação Carbolite onde havia uma zona de calor de cerca de 150 milímetros no vácuo. As amostras foram homogeneizadas em 500°C.

Para verificar a porosidade, inclusões não-metálicos e de contaminação cruzada foi utilizada metalografia para o controle do processo.

Os dados de prensagem, sinterização e homogeneização das amostras são apresentados na tabela 13.

TABELA 13: Dados importantes a respeito das amostras por metalurgia do pó

Ligas por metalurgia do pó	Prensagem a frio	Sinterização		Homogeneização	
	P(MPa)	T(°C)	t(s)	T(°C)	t(s)
Cu - 1%Ni - 0.5%Al	300	780	5400	500	21600
Cu - 1%Ni - 0.5%Cr	300	780	5400	500	21600
Cu - 1%Ni - 0.5%Sn	300	780	5400	500	21600
Cu - 1%Ni - 0.5%Pt	300	780	5400	500	21600

4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROSCÓPICA DAS AMOSTRAS

4.2.1 Amostras Fundidas

As amostras de CuNiSn e CuNiPt foram analisadas por microscopia ótica após serem preparadas metalograficamente. As figuras 36, 37 e 38 mostram as micrografias obtidas.

Na figura 46 (CuNiSn) observam-se pontos escuros no interior dos grãos que com uma maior ampliação apresentam serem efeitos de desprendimento de material da superfície durante o processo de lixamento.

No caso das amostras de CuNiPt se pode observar o efeito da laminação na configuração dos grãos, comparando as figuras 37 e 38, já que os metais com estrutura cúbica como o Cu, Ni e Pt, deformam-se plasticamente com grão alongados por escorregamento e maclação.

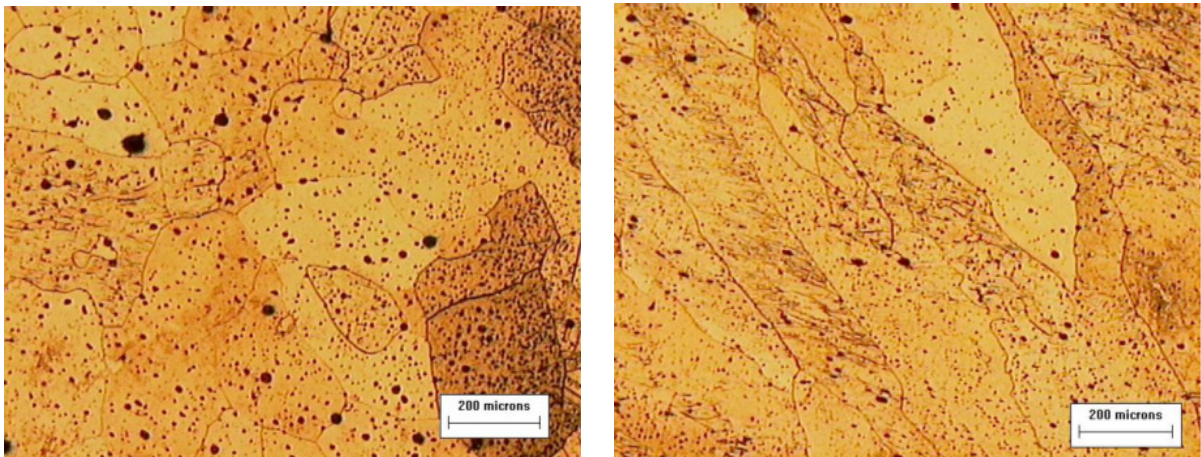


FIGURA 36: Microestrutura $\text{Cu}_{98,31\%}\text{Ni}_{1,12\%}\text{Sn}_{0,57\%}$. Fundido.

O processo de laminação causa uma maior redução de área, pois ao comprimir os grãos força-os a realinharem desordenadamente, independente das condições de empilhamento. Esse mecanismo produz um desarranjo na microestrutura aumentando a densidade e conseqüentemente terá uma maior dureza e quanto maior for sua redução de área, mais duro o material ele ficara.

Na figura 47 pode se notar maclas devido aos desarranjos na micro estrutura do material causada por um processo de deformação plástica através da laminação.

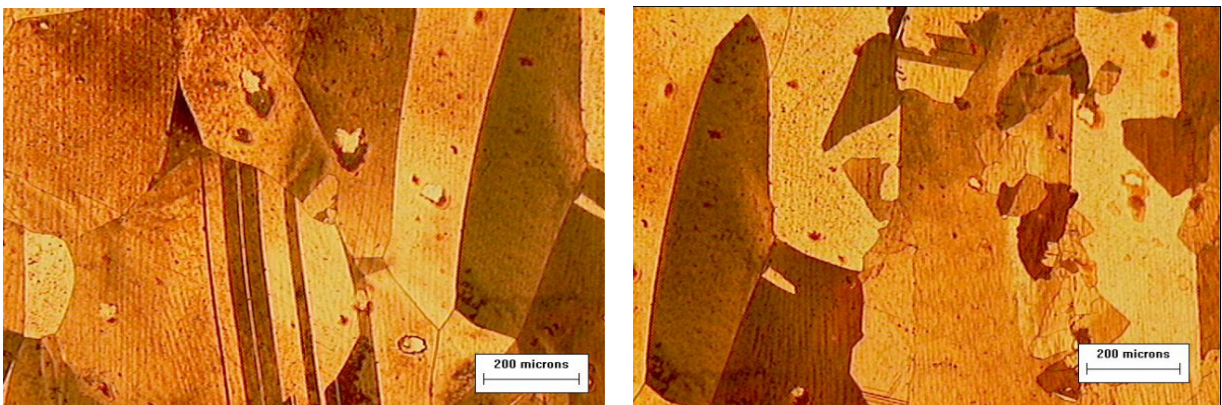


FIGURA 37: Microestrutura $\text{Cu}_{97,99\%}\text{Ni}_{1,55\%}\text{Pt}_{0,46\%}$. Fundido e laminado. Ampliação 200x.

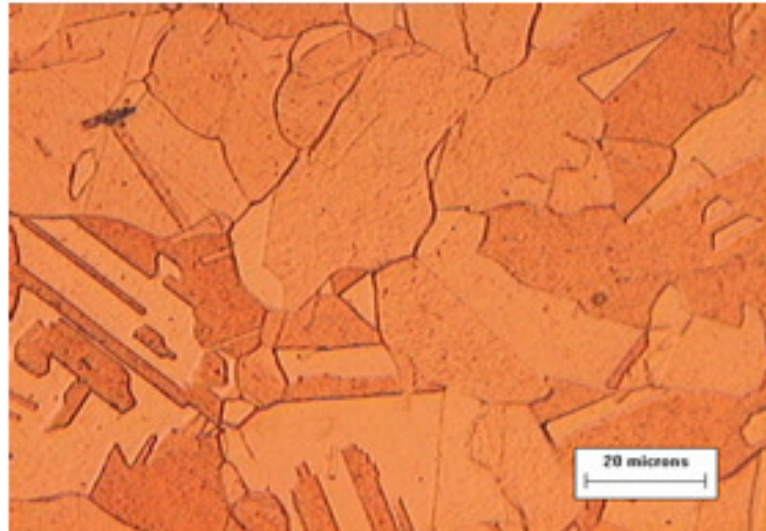


FIGURA 38: Microestrutura da liga Cu_{99,33%}Ni_{0,23%}Pt_{0,43%}. Fundido.

A microdureza foi realizada utilizando-se um durômetro vickers a tabela 14 mostra os resultados de dureza para as amostras fundidas utilizadas.

TABELA 14: - Dureza Vickers das amostras.

Liga	Dureza Vickers (MPa)
99,33 % Cu - 0,23 % Ni - 0,43 % Pt. (fundida)	815,00
97,99 % Cu - 1,55 % Ni - 0,46 % Pt. (fundida e laminada)	884,60
98,31 % Cu - 1,12 % Ni - 0,57 % Sn. (fundida)	1226,00

Em uma avaliação complementar, constatou-se que na amostra Cu-Ni-Sn a dureza vickers especificada de 1226 MPa estava menor, pois os valores encontrados variavam de 780 á 970 MPa. Pode ser observado na figura 39, onde é mostrada mostra uma das impressões, percebe-se que houve um deslocamento da ponta de diamante no momento da penetração, isso pode ter ocorrido devido ao encontro com uma região granular com dureza superior.

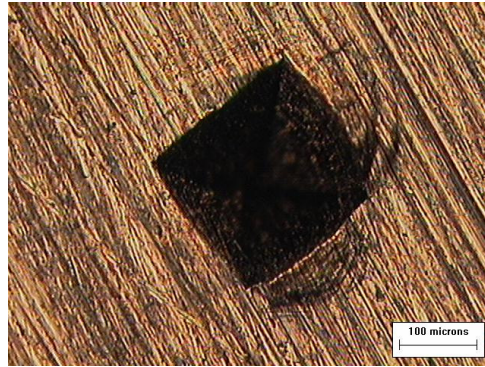


FIGURA 39: Impressão da amostra CuNiSn. Fundida

4.2.2 Amostras por Metalurgia do Pó

As amostras CuNiAl, CuNiSn, CuNiCr e CuNiPt, foram primeiramente preparadas através de um processo metalográfico para posteriormente serem caracterizadas por microscopia ótica. Durante a fase de polimento ocorreram algumas dificuldades que ocasionaram vários fracassos, obrigando o reinício do processo e limpeza dos materiais utilizados, pois o cobre diferentemente do aço é um material de baixa dureza e qualquer partícula que se desprenda ou qualquer agente de contaminação que estiver no pano de polimento, pode riscar a superfície da amostra obrigando a abortar o processo. A existência de imperfeições na superfície das amostras poderia comprometer a análise.

Nas figuras 40, 41, 42 e 43 são mostradas as micrografias das amostras verdes (isto é, compactadas e sem sinterização) com concentrações de 98,5% Cu - 1% Ni - 0,5%Al, 98,5% Cu - 1% Ni - 0,5%Sn, 98,5%Cu - 1%Ni - 0,5% Cr e Cu 98,5%, Ni 1%, Pt 0,5%.

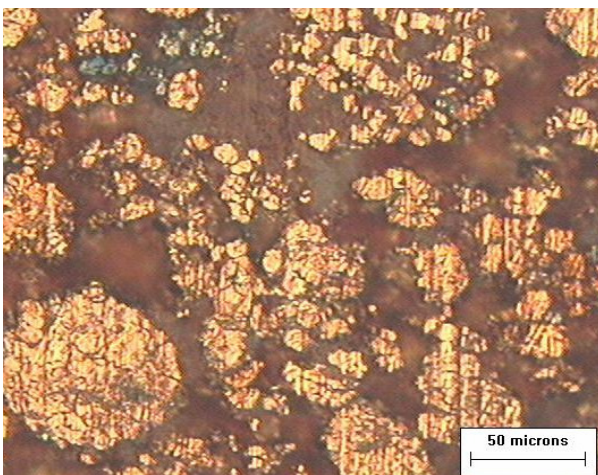


FIGURA 40: Microscopia ótica do corpo de prova Cu_{98,5%}Ni_{1%} Al_{0,5%}

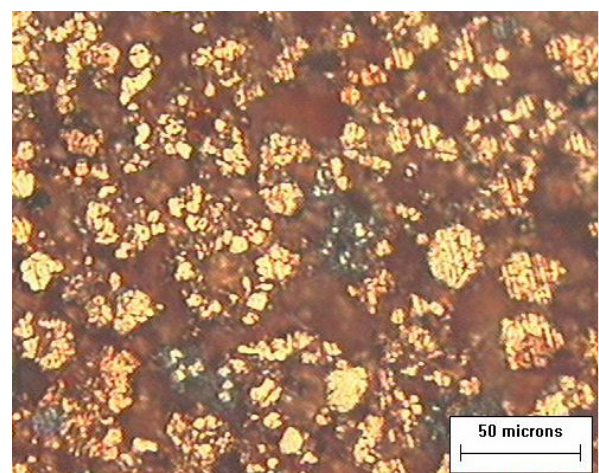


FIGURA 41: Microscopia ótica do corpo de prova Cu_{98,5%}Ni_{1%} Sn_{0,5%}.

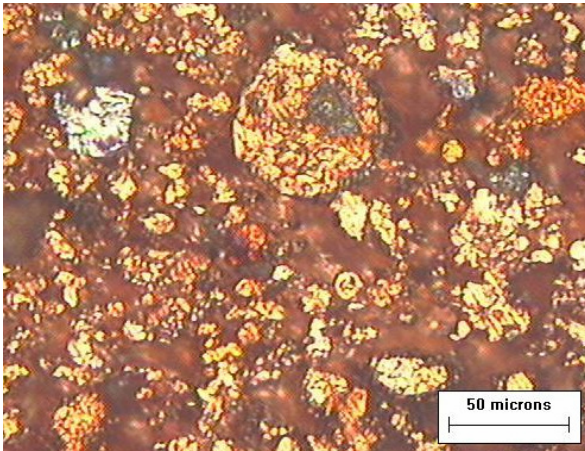


FIGURA 42: Microscopia ótica do corpo de prova $\text{Cu}_{98,5\%}\text{Ni}_1\%\text{Cr}_{0,5\%}$.

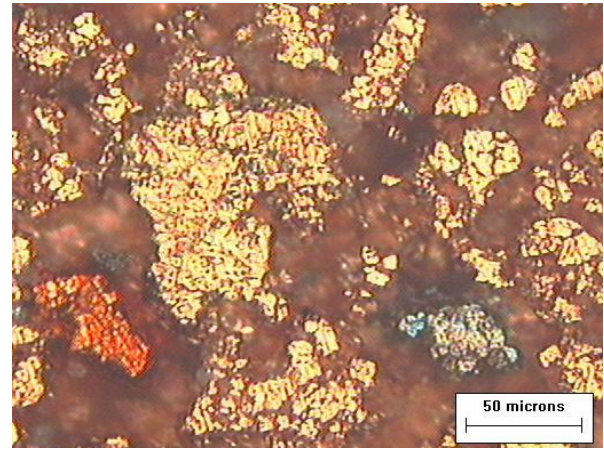


FIGURA 43: Micrographia ótica do corpo de prova $\text{Cu}_{98,5\%}\text{Ni}_1\%\text{Pt}_{0,5\%}$.

Podemos observar nas figuras 40 e 41 que existe uma distribuição heterogênea dos grãos e que não há microfusão entre os grãos, já que as amostras apresentadas estão anteriores ao processo de sinterização. É possível observar pequenos fragmentos de níquel enquanto que o alumínio e o estanho não podem ser vistos devido a sua pequena quantidade. Já nas micrografias mostradas nas figuras 42 e 43 é possível observar os três elementos, mesmo em pequena quantidade.

A figura 44 apresenta, a micrografia, com o aumento de 200x, da amostra liga cobre-níquel-estanho, preparada a partir da concentração 98,5% Cu - 1% Ni - 0,5%Sn, porém já sinterizada a 780°C por 5400 segundos. Pode-se observar que houve aumento dos grãos ocasionado pela microfusão, os poros antes em grande quantidade, visíveis, após a sinterização apresentam porosidades menos acentuadas o que favorece a dureza e condutividade.

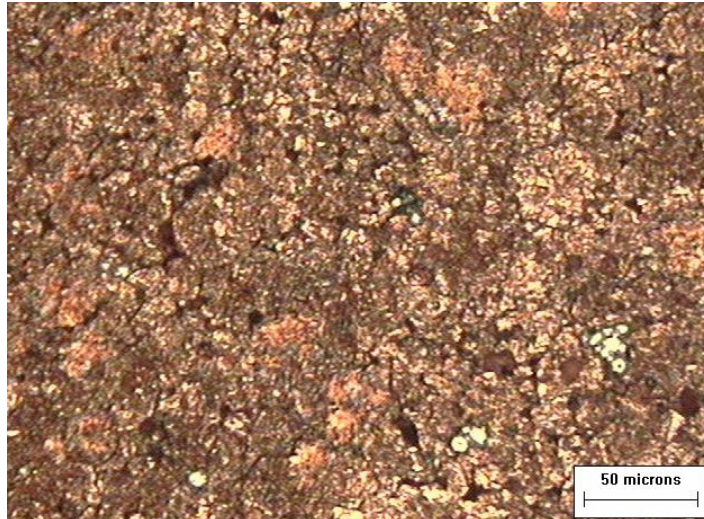


FIGURA 44: Microscopia óptica da amostra $\text{Cu}_{98,5\%}\text{Ni}_{1\%}\text{Sn}_{0,5\%}$, sinterizada a 780°C .

No processo de sinterização o aumento da temperatura favoreceu a interação entre os grãos provocando o empescoamento através da microfusão o que acarretou seu crescimento, mas o resultado ainda mostrou porosidades inadequadas, indicando que a homogeneização está deficiente e que serão necessários tratamentos adicionais para adequar as microestruturas destas ligas.

Uma das impressões deixada pelo penetrador no ensaio de microdureza realizada em um durômetro vickers com 100gf de carga na amostra de CuNiSn sinterizada a 780°C por 5400s.

Nota-se que existe deformação em um dos lados da impressão deixada pelo penetrador de diamante. Observando a micrografia pode ser visto que ocorreu uma movimentação dos grãos de uma região mais densificada para uma mais porosa e possivelmente com menor resistência causando uma acomodação dos grãos em relação às lacunas existentes durante a penetração. Com o recuo do êmbolo, o alívio da tensão sobre os grãos favoreceu a ocorrência de um efeito elástico fazendo que os grãos posicionados nesta região tendessem a retornar ao estado original.

As tabelas 15, 16 e 17 mostram os resultados de resistência mecânica e condutividade elétrica a partir do processo de sinterização e homogeneização das amostras de CuNiSn, CuNiAl e CuNiCr obtidas através de metalurgia do pó. As informações foram publicadas no PTECH, 2009.

TABELA 15 – Propriedades mecânicas e elétricas do cobre-níquel-estanho, obtidas por de metalurgia do pó

Ligas	Sinterização		Homogeneização		Resistência Mecânica (MPa)	Condutividade Elétrica (% IACS)
	T(°C)	t(s)	T(°C)	t(s)		
Cu-Ni-Sn	780	5400	--	--	520	35
Cu-1%Ni-0.5%Sn	780	5400	500	21600	410	40
Cu-1%Ni-1%Sn	780	5400	500	32400	540	37
Cu-5%Ni-5%Sn	780	5400	500	21600	680	34

TABELA 16 – Propriedades mecânicas e elétricas do cobre-níquel-alumínio, obtidas por metalurgia do pó

Ligas	Sinterização		Homogeneização		Resistência Mecânica (MPa)	Condutividade Elétrica (% IACS)
	T(°C)	t(s)	T(°C)	t(s)		
Cu-Ni-Al	780	5400	--	--	420	30
Cu-1%Ni-0.5%Al	780	5400	500	21600	280	35
Cu-1%Ni-1%Al	780	5400	--	--	240	29
Cu-1%Ni-1%Al	780	5400	500	32400	370	30
Cu-5%Ni-5%Al	780	5400	500	21600	400	28

TABELA 17 – Propriedades mecânicas e elétricas do cobre-níquel-cromo obtidas através de metalurgia do pó

Ligas	Sinterização		Homogeneização		Resistencia Mecanica (MPa)	Condutividade Eletrica (% IACS)
	T (°C)	t (s)	T (°C)	t (s)		
Cu-0.5%Ni-0.5%Cr	780	5400	500	32400	330	32
Cu-0.5%Ni-0.5%Cr	800	5400	--	--	420	37
Cu-1.0%Ni-0.5%Cr	780	5400	500	21600	290	36
Cu-1.0%Ni-0.5%Cr	780	5400	--	--	460	33
Cu-1.0%Ni-0.5%Cr	800	5400	--	--	430	27
Cu-1.0%Ni-1.0%Cr	800	5400	--	--	370	37
Cu-1.0%Ni-1.0%Cr	800	5400	500	17280	400	37
Cu-1.5%Ni-0.5%Cr	780	5400	500	32400	370	35

4.2.2.1 Estudo Dimensional das Partículas

Resultados das medições realizadas em amostras das partículas utilizadas para produção de peças através da metalurgia do pó conforme são mostradas nas figuras 45, 46, 47, 48 e 49.

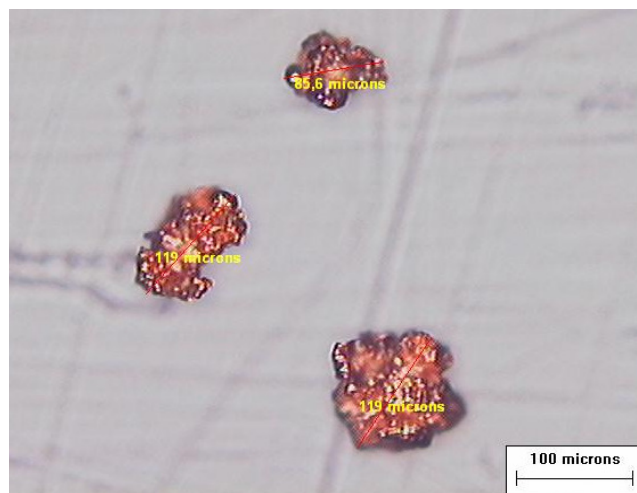


FIGURA 45: Amostra das partículas de cobre utilizada no processo de Metalurgia do Pó Ampliação 200x.

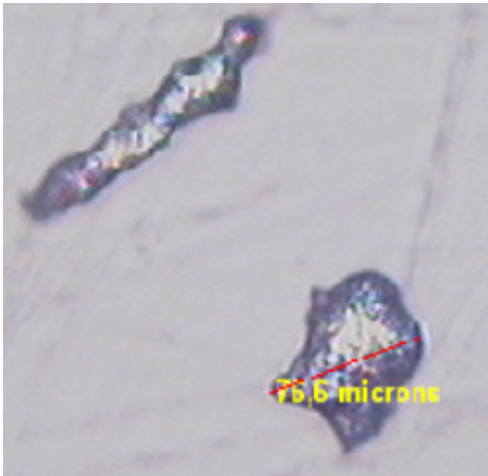


FIGURA 46: Partículas de Alumínio. Ampliação 200x.



FIGURA 47: Partícula de Níquel. Ampliação 500x.



FIGURA 48: Partícula de Cromo. Ampliação 200x.

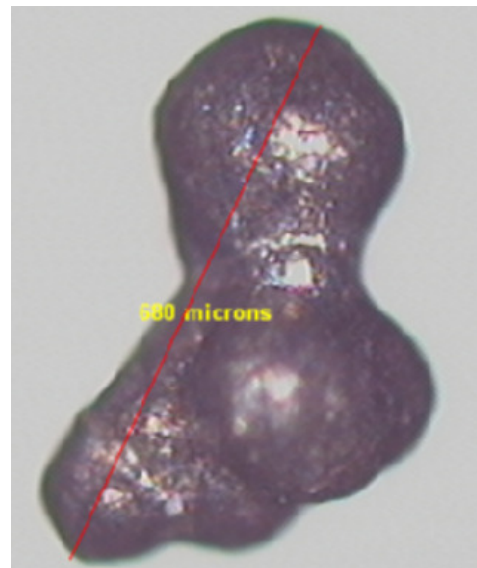


FIGURA 49: Partícula de Estanho. Ampliação 100x.

4.3 CONDUTIVIDADE

4.3.1 Condutividade nas Amostras Fundidas

Como é indicado na tabela 10 as amostras da liga 1, 97,99 % Cu - 1,55 % Ni - 0,46 % Pt, tiveram uma variação de condutividade elétrica entre 12,40 %IACS e 32,00 %IACS. essas variações foram pequenas desde o lingote (A), passando pelo processo de solubilização (B), laminação a 35% redução de área (C) até o recozimento (D). A partir do

processo de laminação 60% (E), até o envelhecimento a 653k/6h (F) ou 698k/6h (G), houve uma queda significativa.

É possível observar também que após a segunda laminação (E) medida que a condutividade diminui a dureza aumenta. Possivelmente o processo de laminação que reduziu a área em 60% comprimiu ainda mais sua microestrutura causando desarranjos e defeitos cristalinos que contribuíram para interferência na condutividade do material.

Os resultados mostram que, para atingir uma melhor condutividade elétrica da liga 97,99 % Cu - 1,55 % Ni - 0,46 % Pt, faz-se necessário somente o processamento termomecânico até o recozimento, pois a dureza e a condutividade elétrica estão em níveis mais altos.

As amostras da liga 2, (99,33% Cu – 0,23 % Ni – 0,43 % Pt), indicado na tabela 11. Os valores de condutividade elétrica, a partir do processo de laminação 35% de redução de área (C), tiveram uma queda significativa mantendo-se até os tratamentos térmicos.

Analogamente à liga 1, podemos concluir que para atingir a melhor condutividade elétrica da liga 99,33% Cu – 0,23 % Ni – 0,43 % Pt, basta não submetê-la a qualquer tipo de compressão, sob pena de causar desarranjos em sua microestrutura que contribuíram para queda na condutividade do material.

Já as amostras da Liga 4, (98,31 % Cu – 0,12 % Ni - 0,57 % Sn), tabela 12 se mostraram capaz de completar o processo termodinâmico figura 45, pois ela começa com uma condutibilidade alta sem tratamentos a partir do processo de compressão ocorre uma queda, porem sua condutividade é recuperada quando tratada termicamente a 380°C por 6 h e a amostra 4G, tratada termicamente a 425°C por 6 h, enquanto que a dureza ocorre de maneira inversa ela somente aumenta entre os processos de laminação tendo uma queda significativa nas demais etapas do processo termodinâmico.

4.3.2 Condutividade nas Amostras por Metalurgia do Pó

De acordo com as tabelas 14, 15 e 16 as ligas Cu-Ni-Sn, Cu-Ni-Cr e Cu-Ni-Al, apresentam valores de condutividade muito semelhantes entre si, enquanto que a dureza não mudou significativamente um pouco mais alta no caso do Cu-Ni-Sn. Percebesse que após realização do processo de homogeneização a condutividade permaneceu praticamente inalterada. Isso reforça o fato de que existe uma operação a mais que pode ser desnecessária nas primeiras etapas como: escolha do pó mistura homogênea, compactação com os recursos corretos.

As amostras verdes produzidas por metalurgia do pó ao serem aquecidas a temperatura de 780°C por 5400s apresentaram crescimento e fortalecimento das ligações entre as partículas do pó de modo a formar um produto final denso. O objetivo de aumentar a densidade do material está ligado diretamente à condutividade, pois quanto maior a densidade maior será a quantidade de grãos empescoçando e crescendo. Uma maior quantidade de partículas se unindo favorece o deslocamento dos elétrons nas passagens de banda e consequentemente o material se torna mais condutivo.

Os resultados obtidos indicam que ocorreu um aumento da condutividade após o processo de sinterização, portanto para se ter um processo de fabricação de um produto através da metalurgia do pó, os processos de tratamentos termomecânicos devem ser interrompidos após a etapa em que ocorre a sinterização, obtendo-se assim um produto com alta condutividade e com uma dureza satisfatória.

4.3.3 Comparação

Comparando a condutividade elétrica obtidas através das tecnologias de fundição e de metalurgia do pó podemos dizer que ambos permitem alcançar valores de condutividade semelhantes, e eles somente não estão mais próximos porque os métodos de fabricação ainda não estão perfeitamente ajustados conforme tabela 18. À medida que forem sendo aperfeiçoados acredito não haver diferença.

TABELA 18: Resultados de condutividade

Ligas	Condutividade Elétrica por Metalurgia do Pó	Condutividade Elétrica Fundido
	(% IACS)	(% IACS)
98,5%Cu - 1%Ni - 0.5%Al	35	N/A
98,5%Cu - 1.0%Ni - 0.5%Cr	36	N/A
98,5%Cu - 1%Ni - 0.5%Sn	40	N/A
90%Cu - 5%Ni - 5%Sn.	34	N/A
99,33 % Cu - 0,23 % Ni - 0,43 % Pt	N/A	47,5
97,99 % Cu - 1,55 % Ni - 0,46 % Pt	N/A	35,2
98,31 % Cu - 0,12 % Ni - 0,57 % Sn	N/A	37

4.4 ESPECTROSCOPIA POR ABSORÇÃO DE INFRAVERMELHO

Os espectros de absorção de infravermelho, mostrados nas Figuras 50a e 50b, foram tomados de duas amostras: uma só tratada a 800°C (CuNiPt - amostra 2B fundida da tabela 10) e outra laminada depois do tratamento a 800°C (CuNiPt - amostra 2C fundida da tabela 11). Em ambas as amostras foram detectadas a presença de átomos de oxigênio associados a átomos de carbono, o qual pode ser observado nos picos de frequências 1700 - 1800 cm⁻¹, como seria o caso em amostras orgânicas.

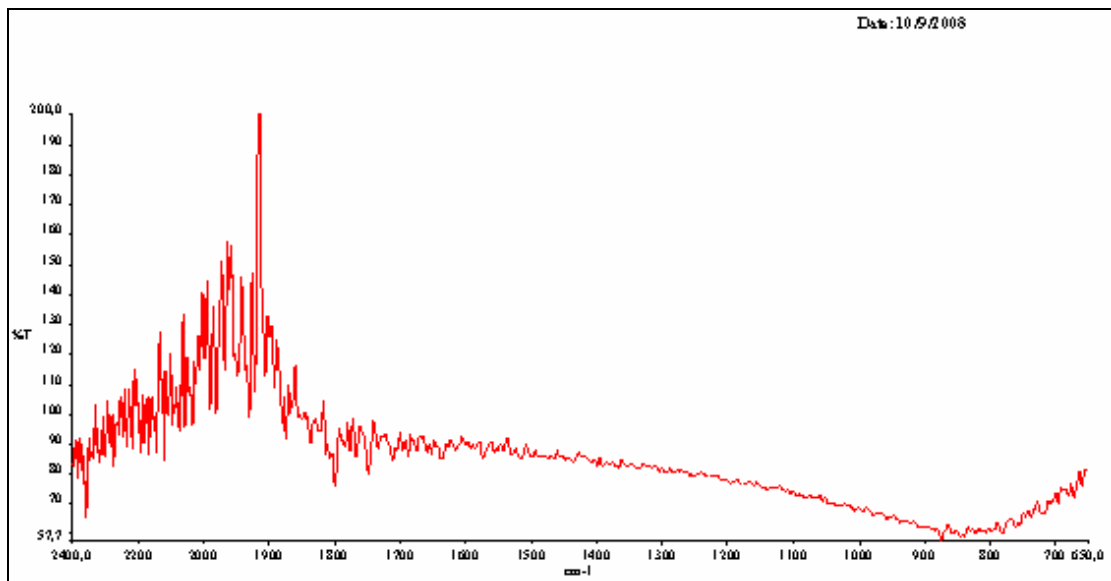


FIGURA 50: a) Espectro de Infravermelho da amostra tratada a 800°C durante 10 horas

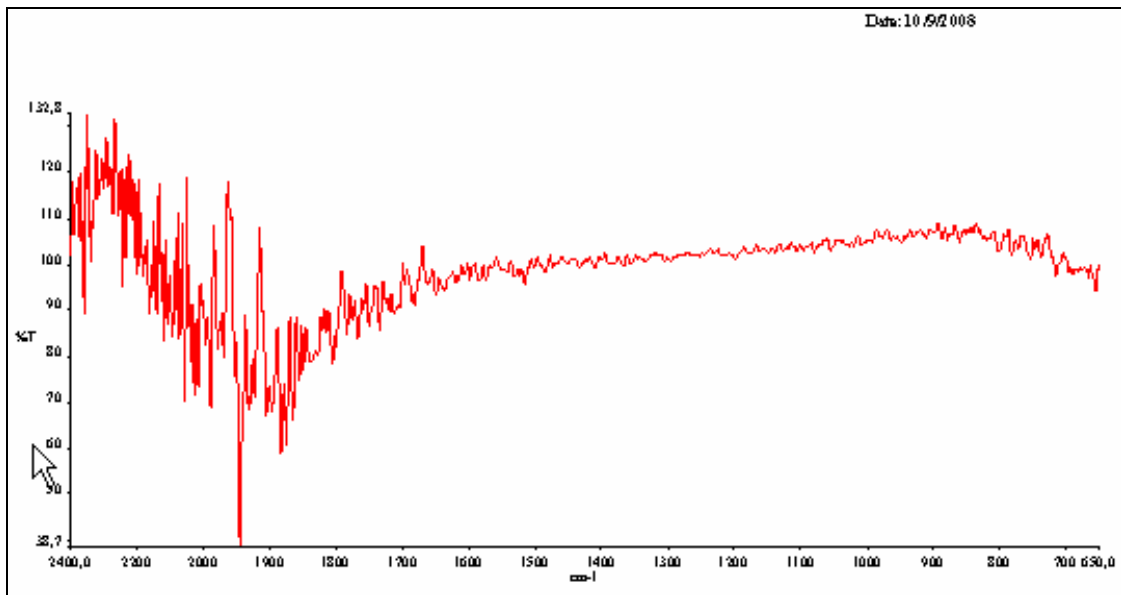


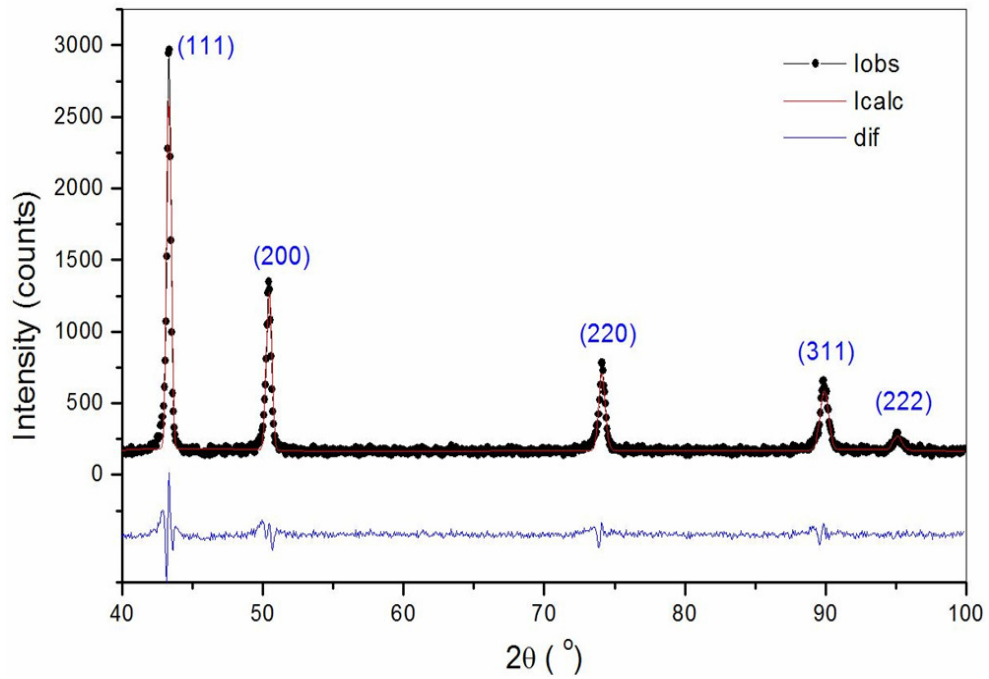
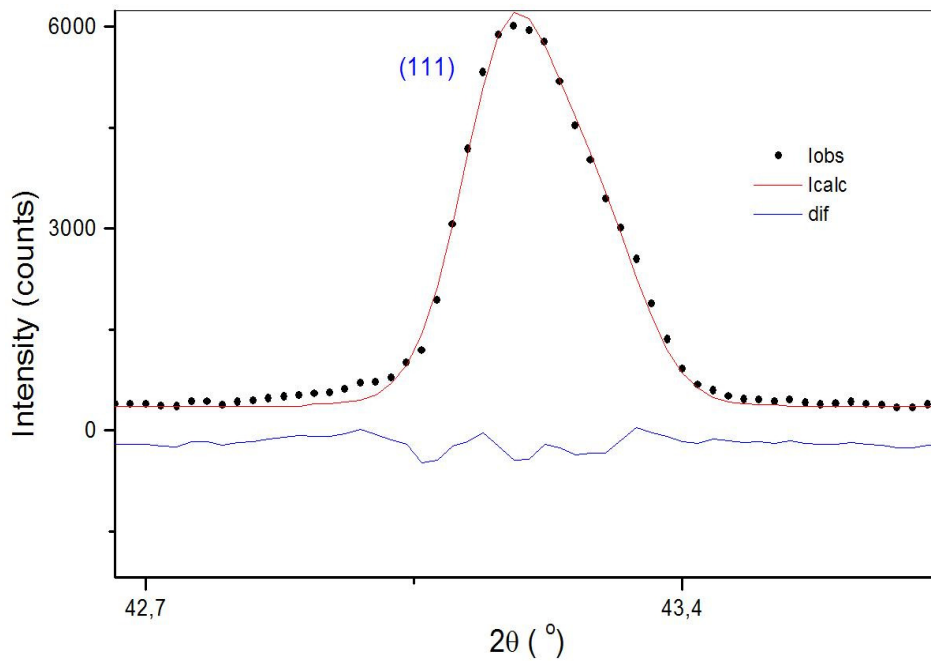
FIGURA 50: b) Espectro de Infravermelho da amostra tratada a 800°C durante 10 horas e depois laminada.

4.5 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

Os precipitados mostrados nas micrografias da amostra de liga 99,33 % Cu - 0,23 % Ni - 0,43 % Pt fundida (veja-se figura 51) são finos e distribuídos volumetricamente, o qual provoca um aumento da dureza. Esta distribuição volumétrica pode explicar a detecção de ligações O – C por espectroscopia de absorção de infravermelho. Essas ligações podem ser impurezas contidas nos materiais precursores ou causadas durante o processo de laminação e podem ter influência na condutividade, como indicam as medidas (veja-se tabela 12).

Os resultados do refinamento da amostra não laminada indicam que a quantidade de Ni e de Pt desta liga não produz alargamento detectável dos picos por tamanho de cristalito ou tensões residuais. Também não foi detectada a presença de orientação preferencial nessa amostra. A assimetria da função de perfil, mostrada na Figura 52 é devida a condições instrumentais que seriam o que não é possível quantificá-las.

4.5.1 Difração de Raios x das Amostras Fundidas.

FIGURA 51: Ajuste do difratograma da liga $\text{Cu}_{99,33\%}\text{Ni}_{0,23\%}\text{Pt}_{0,43\%}$.FIGURA 52: Assimetria perfil do pico (111) do cobre na amostra $\text{Cu}_{99,33\%}\text{Ni}_{0,23\%}\text{Pt}_{0,43\%}$.

4.5.2 Difração de Raio x das Amostras por Metalurgia do Pó

Os resultados apresentados nas figuras 51 e 52 referem-se a uma amostra de CuNiSn com 90%Cu 5%Ni 5%Sn compactada, sem tratamento térmico, (tabela 14).

As frações em peso foram obtidas através da análise quantitativa por difração de raios x usando o Método de Rietveld através do software GSAS:

- Cu ($93,112 \pm 0,002$) % em peso
- Ni ($6,869 \pm 0,1$) % em peso
- Sn ($0,02 \pm 0,03$) % em peso

Parâmetros de discordância:

- $R_{wp} = 7,81\%$, $R_p = 6,00\%$, $R_{Bragg} = 4,61\%$, $\chi^2 = 2.435$

Foi comprovado que a amostra CuNiSn com 90%Cu 5%Ni 5%Sn esta muito contaminada com uma substância da qual não conseguimos determinar a origem. Por isso decidimos não ajustar esse difratograma. Isso mais uma vez indica, junto com a variação da composição demonstrada na análise quantitativa que o processo de preparação por metalurgia do pó é muito delicado e depende fortemente de qualquer manipulação.

Entretanto, foi avaliada a possibilidade da presença de impurezas depositadas na superfície da amostra. Para eliminar essas impurezas, executou-se uma nova limpeza da área e um polimento da superfície a ser analisada.

Após esse retrabalho foi realizada uma nova difratometria e o novo resultado continuou mostrando as impurezas, mas surpreendentemente com um nível de impurezas inferior ao apresentada anteriormente, figura 55. A conclusão chegada é que, essas impurezas penetraram durante processo de fabricação da amostra.

Fazendo uma analogia pode-se apontar para um processo de compactação contaminado que ao permanecer por um período significativo de tempo, em contato com as regiões periféricas da amostra, a uma temperatura de 780°C; pode ter acarretado solubilização do contaminante na região de superfície.

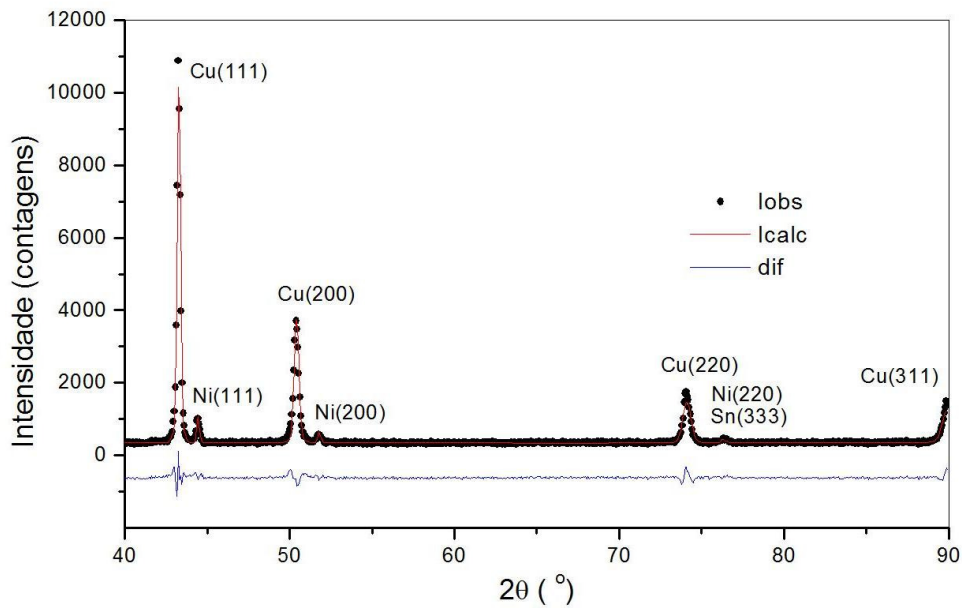


FIGURA 53: Ajuste do difratograma da amostra de CuNiSn 90%Cu 5%Ni 5%Sn compactada, sem tratamento térmico.

O resultado quantitativo do difratograma da figura 53 e 54 mostra que praticamente não existe Sn ($0,02 \pm 0,03$ %) (em peso), isso somente é possível se em algum momento do processo houve perda de material ou que devido as discrepâncias entre o Cu 93,112 % encontrado e Cu 90% especificado e Ni $6,869 \pm 0,1$ % em relação ao Ni 5 % especificado existe a possibilidade de que a forma de pesagem não tivesse a precisão necessária para realizar a composição.

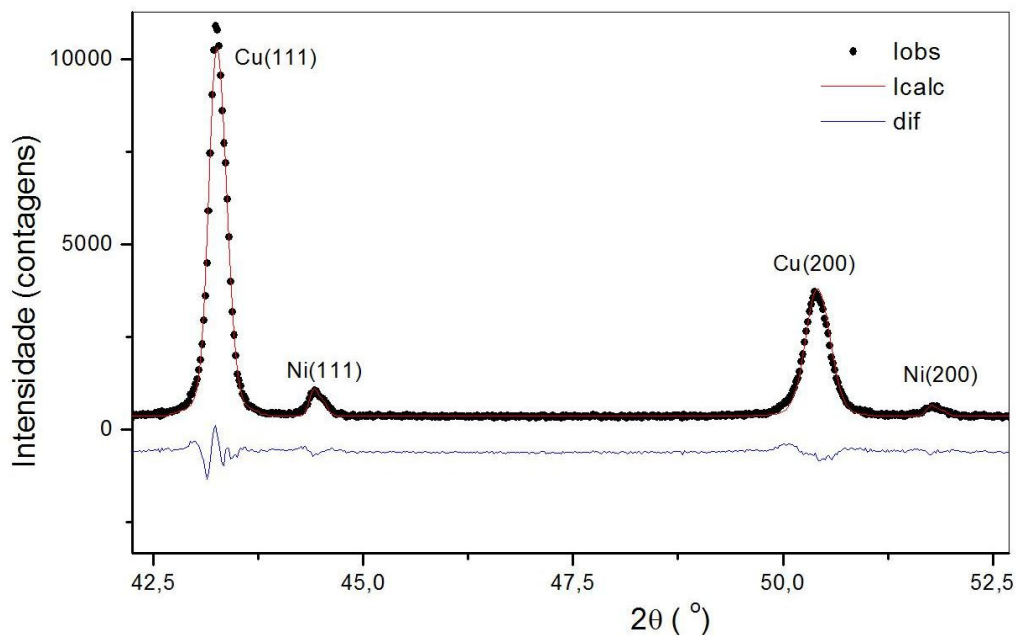


FIGURA 54: Ajuste do perfil para as reflexões (111) e (200) do cobre e do níquel no difratograma da amostra de CuNiSn 90%Cu 5%Ni 5%Sn compactada, sem tratamento térmico.

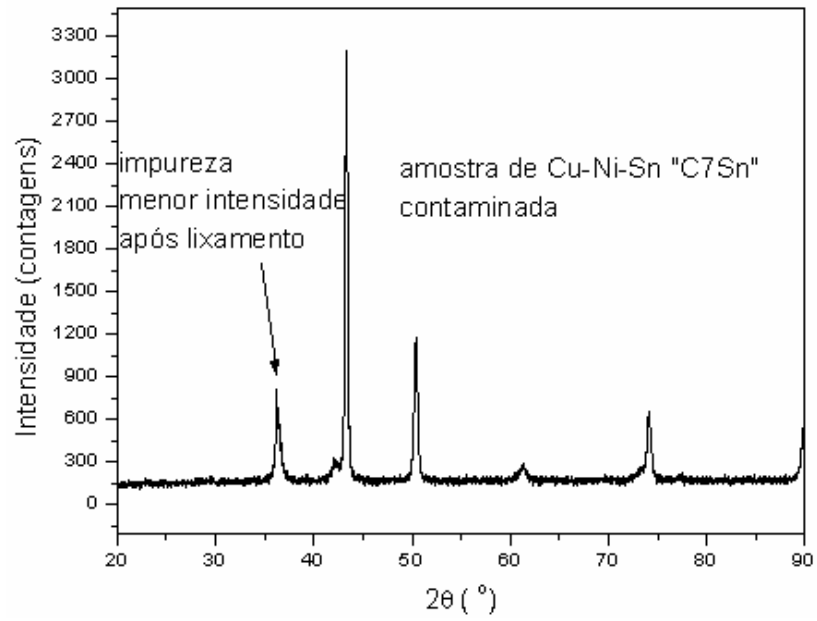


FIGURA 55: Difratoograma da amostra de CuNiSn 90%Cu 5%Ni 5%Sn compactada, sem tratamento térmico após o lixamento

5 CONCLUSÃO

O objetivo desta dissertação de mestrado, foi avaliar a condutividade das ligas CuNi com diferentes dopagens onde foram analisadas as capacidades de condução das ligas frente ao material dopante e a tecnologia de fabricação sendo que para o estudo apresentado, por processos de fundição e por metalurgia do pó.

A análise dos resultados nos proporcionou as seguintes conclusões:

- Em materiais fundidos, o aumento percentual dos elementos de liga, em busca de melhorar as propriedades mecânicas, acarreta a diminuição da condutividade elétrica.
- O material fundido ao ser laminado ocasiona um aumento das imperfeições em sua microestrutura, portanto os metais ao serem deformados plasticamente diminuem sua condutividade.
- Em metalurgia do pó, quanto maior a densidade do material compactado, melhor será o resultado de condutividade e a presença de porosidade no interior da estrutura, indica a dissolução inadequada dos elementos de liga levando a necessidade de se prosseguir fazendo novos tratamentos térmicos de homogeneização.
- O processo de fabricação em metalurgia do pó é extremamente delicado, pois como pode ser visto neste trabalho é facilmente contaminado.
- Após análise dos resultados podemos concluir que a capacidade de condutividade elétrica entre as tecnologias de processo de fundição e metalurgia do pó, permitem igualmente atingirem os mesmos parâmetros de condução, porem é preciso que os métodos de fabricação estejam bem depurados. Contudo à medida que os processos são sendo aperfeiçoados é possível chegar a resultados idênticos.

BIBLIOGRAFIA

ARAÚJO, A. B.; ROSA, A. H.; ROCHA, J. C. *Distribuição De Metais E Caracterização Das Constantes De Troca Entre Espécies Metálicas E Frações Húmicas Aquáticas De Diferentes Tamanhos Moleculares: Quim. Nova*, Vol. 25, No. 6B, 1103-1107, 2002.

AZEVEDO, W. F. Jr. *Difração de Raios X*: Departamento de Física-Instituto de Biociências, Letras e Ciências, Laboratório de Sistemas Biomoleculares UNESP, São José do Rio Preto. SP, 2004.

BARCELOS, S. M.; BORTOLLOTTO, R.; SPIM, J. Á. J.: *Influência da Temperatura e Corrente de Trabalho, Nas Características Elétricas e Mecânicas do Cobre Eletrolítico*: Etp C110, Têmpera Meio-Duro. Professor do Curso de Eng. Elétrica da Faculdade SATC, COLABORADOR da CELESC Distribuição AS_ SC); Professor do Curso Técnico em Eletrônica da Escola Técnica da SATC; Professor Adjunto da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), Rua Cecília Darós Casagrande, 430/702 – Criciúma – SC, 2004.

BRITO, F. I. G.; Medeiros, K. F.; LOURENÇO J. M.; *Um Estudo Teórico Sobre a Sinterização na Metalurgia do Pó*: Departamento de Tecnologia Industrial – CEFET-RN, 2007.

CARAM, R: *Imperfeições Cristallinas*, Estrutura e Propriedades dos Materiais, Universidade de Campinas (Unicamp), Campinas - SP, 2008.

CALLISTER, W. D. JR. *Engenharia e Ciências dos Materiais*: Departamento de Engenharia Metalúrgica, University of Utah, 2006.

CANATA, C. L. J.; *Cobre e suas Ligas*: Procobre – Instituto Brasileiro do Cobre – www.procobrebrasil.org – UFPR, 2006

CARDOSO, C. X; CAMPOS J. S. C.; RIBEIRO, A. A.; NOBRE, M. A. L. *Análise Estrutural De Compósitos Nanoestruturados De PVDF/CaCO3* : 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2006, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.

CARRIÓ, J. A. G., CARVALHAL, M. A., AYABE, L. M., SILVA, L. C. E., SILVA JR, R. V., MONTEIRO, W. A., *Microstructural and electrical investigation of Cu-Ni-Cr alloys obtained by powder metallurgy method*, Seventh International Latin-American Conference on Powder Technology PTECH, 2009, Atibaia, São Paulo.

COUTINHO, J. S.; MESQUITA, A.; FERREIRA, C. L.; CANAZIO, P.P.; MIRANDA, P. E.V.; PROENÇA, M. B. *Mobilidade de Cargas Em Ni P Amorfo e Paládio* : Universidade Tuiuti do Paraná, FaCET, Avenida Comendador Franco, 1860-Prado Velho, 41-2633424, Curitiba, PR.

CULLITY, B.D.: Stock, S. R.: *Elements of X-Ray Diffraction*, 3 ed, 2001

DELFORGE, D. Y. M.; Ferreira, I.; Silva C. G. R.: *Sinterização de uma mistura de cavaco de aço inoxidável com pó do mesmo material. Uma nova tecnologia para a reciclagem de metais*: Depart. Eng. Mecânica, Faculdade de Eng. de Ilha Solteira, UNESP, R. Esc. Minas, Ouro Preto, 60(1): 95-100, 2007.

DIETER, G. E.: *Metalurgia mecânica*: 2.ed, 1982,

ESSEL, Eletromecânica Ltda: *Treinamento e Capacitação para Processo de Fabricação, Módulo Metalurgia do Pó: Curso Essel Online Profissionalizante*: Disponível em: www.essel.com.br/cursos/material/01/ProcessosFabricacao/65proc; acessado em 02/07/2009.

FAMBRINI, A. S., MONTEIRO, W. A., ORREGO, R. M., MARQUES, I. M., Carrio, J. A. G., *Electrical conductivity and microstructure by Rietveld refinement of doped Cu-Ni powder alloys*, Seventh International Latin-American Conference on Powder Technology PTECH, 2009, Atibaia, São Paulo.

FIORINI, E.J. *Fourier Transform Infrared Spectroscopy*: Universidade Estadual de Campinas, Medidas para Caracterização e Análise de Materiais, RA - 97.4192, junho / 2000.

GARCIA, F.V.G. *Constitutive Relations to Model the Hot Flow of Commercial Purity Copper*: Tese de Doutorado. Universitat Politècnica de Catalunya - EPC. Barcelona, 2004.

MEYERS, M. A.: *Princípios de Metalurgia Mecânica*. 1982

MONTEIRO, W. A., CARRIÓ, J. A. G., ABREU, C. D., VITOR, E., MASSON, T. J., SILVA, L. C. E., *Microstructure and microanalysis studies of copper-nickel-tin alloys obtained by conventional powder metallurgy processing*, Seventh International Latin-American Conference on Powder Technology PTECH, 2009, Atibaia, São Paulo.

MONTEIRO, W. A., PERTILE, Heidi K. S., DA SILVEIRA, C. R., CARRIÓ, J. A. G., SILVA, L. C. E., BUSO, S. J., *Structural and electrical properties of copper-nickel-aluminum alloys obtained by conventional powder metallurgy method*, Seventh International Latin-American Conference on Powder Technology PTECH, 2009, Atibaia, São Paulo

NEUMANN, R.; SCHNEIDER, C.L.; ALCOVER, A.N. *Caracterização Tecnológica de Minérios* : Centro de Tecnologia Mineral Ministério da Ciência e Tecnologia Coordenação de Inovação Tecnológica – CTEC, Rio de Janeiro Dezembro / 2004.

NUNES, R.A.; *Conformação de Materiais*: – DCMM-Pontifícia Católica do Rio de Janeiro PUC, 2003.

OSÓRIO, W. R. R. *Análise da Influência de Parâmetros Estruturais da Solidificação de Metais e Ligas na Resistência à Corrosão*: Tese de doutorado apresentada à Comissão de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, 2004.

PADILHA, A. F.; ***Materiais de Engenharia Microestrutura e Propriedades***: Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP, Universidade Federal de São Carlos, MCT Produções Gráficas, 2000.

POSTEK, T. M.; HOWARD, S.K.; JOHNSON, H. A.; MICHAEL, L. K. ***Scanning Electron Microscopy - A Student's Handbook***: By Michael T. Postek Jr and Ladd Research Industry, 1980.

REED-HILL, R.E.: ***Physical Metallurgy Principles***: 3.ed, Reza Abbaschian University of Florida, 1994.

RISTOW, W. J.; ***Moldagem de pós por injeção de metais e cerâmicas***: Steelinject – Injeção de Aços Ltda (Mim Technology) - Caxias Do Sul Rs – Brazil - RECOMPÓ – PTECH, 2005.

ROQUIM C. B.; MAGNABOSCO, R.: ***Efeito de Envelhecimento a 550°C nas Propriedades Mecânicas da Liga Cuproníquel Cu10 Ni com Adições de Alumínio e Ferro***: Laboratório de Materiais Departamento de Engenharia Mecânica Centro Universitário da Fundação Educacional Inaciana Pe. Sabóia de Medeiros- FEI, 2006.

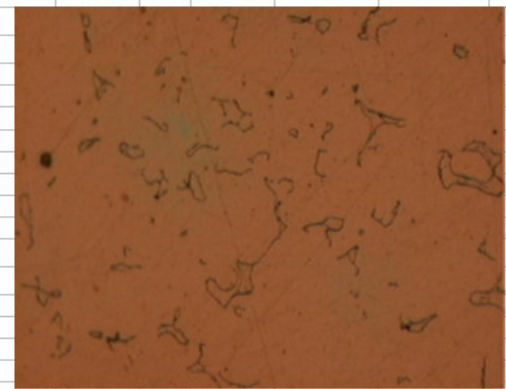
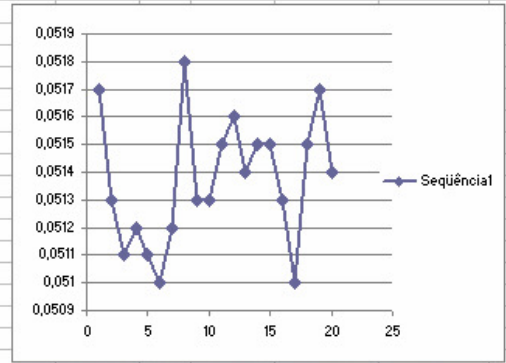
SILVA, A.G.P.; ALVES J. C.; ***A Sinterização Rápida: Sua Aplicação, Análise e Relação com as Técnicas Inovadoras de Sinterização***: Departamento de Física Teórica e Experimental, Universidade federal do Rio Grande do Norte, Natal, 1998.

SILVA, L. C. E.; ***Estudos do Desenvolvimento e Caracterização das Ligas Cu-Ni-Pt e Cu-Ni-Sn para fins Eletro-Eletrônicos***: Instituto De Pesquisas Energéticas e Nucleares, Autarquia Associada à Universidade de São Paulo, 2006.

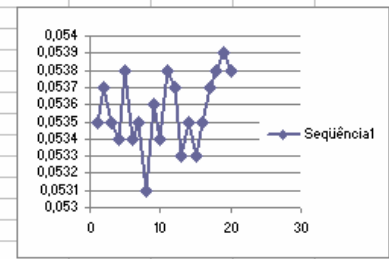
THÜMMLER, F.; Oberacker, R.; ***Introduction to Powder Metallurgy***: The Institute of Materials, ISBN 0-901716-26-X, 1993.

APÊNDICE A – Cálculo de Condutividade

1.0Ni-0.5Cr		AVG=256	T=21,6°C				
Resistência (mOhms)	Resistividade	Codutividade	Dimensões (mm):				
	$r =$	$\rho = R^2 A / l$	$\sigma = 1 / \rho$	Espes	Comp	Largura	Área
0,0517	0,075220396	13,29426858	2,71	11,66	6,26	16,96	
0,0513	0,072586186	13,77672605	2,62	11,61	6,27	16,43	
0,0511	0,069896871	14,30679214	2,58	11,6	6,15	15,87	
0,0512	0,067971959	14,71194914	2,55	11,64	6,06	15,45	
0,0511	0,07024055	14,23679061	2,56	11,64	6,25	16,00	
0,051	0,074383566	13,4438298	2,74	11,61	6,18	16,93	
0,0512	0,07872	12,70325203	2,9	11,6	6,15	17,84	
0,0518	0,075069294	13,32102584	2,83	11,58	5,93	16,78	
0,0513	0,074090721	13,49696679	2,79	11,61	6,01	16,77	
0,0513	0,072098612	13,86989252	2,74	11,6	5,95	16,30	
0,0515	0,070642754	14,15573354	2,72	11,62	5,86	15,94	
0,0516	0,073401555	13,62368965	2,73	11,63	6,06	16,54	
0,0514	0,074026183	13,50873387	2,71	11,61	6,17	16,72	
0,0515	0,078170596	12,79253393	2,79	11,58	6,3	17,58	
0,0515	0,073850466	13,54087591	2,64	11,58	6,29	16,61	
0,0513	0,075060487	13,32258881	2,71	11,65	6,29	17,05	
0,051	0,069029639	14,48653089	2,74	11,64	5,75	15,76	
0,0515	0,071326835	14,01996886	2,73	11,61	5,89	16,08	
0,0517	0,076441889	13,08183261	2,81	11,65	6,13	17,23	
0,0514	0,077186699	12,95560007	2,87	11,62	6,08	17,45	
R	ρ	σ	l				A
Média	Média	Média	Média	Média	Média	Média	
0,05137	0,073470763	13,63247898	2,7235	11,617	6,1015	16,61374	
desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	
0,00023193	0,002995823	0,558718938	0,096479	0,0240832	0,161189	0,643302	
				amp. 500x	Tempo		
				Sinter.			
				800 C	1h e 30min		
				Homog.	Não		

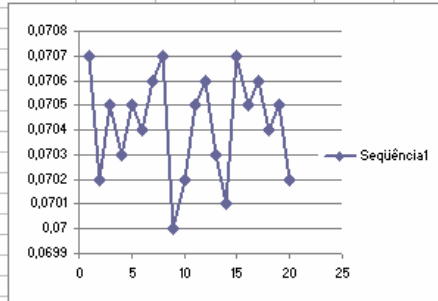


1.0Ni-0.5Cr							
Resistência (mOhms)	distâncias (1/r)			Dimensões (mm):			
		$r =$	$c =$	$\rho = R^2 A / l$	$\sigma = 1 / \rho$	Espes	Comp
0,0535	18,691589	0,057620374	17,354972	1,93	11,63	6,49	12,5257
0,0537	18,621974	0,058164561	17,192599	1,94	11,66	6,51	12,6294
0,0535	18,691589	0,058346714	17,138926	1,95	11,64	6,51	12,6945
0,0534	18,726592	0,05811907	17,206057	1,95	11,61	6,48	12,636
0,0538	18,587361	0,05815396	17,195733	1,94	11,63	6,48	12,5712
0,0534	18,726592	0,057177878	17,489281	1,94	11,65	6,43	12,4742
0,0535	18,691589	0,057530853	17,381978	1,95	11,66	6,43	12,5385
0,0531	18,832392	0,0568817	17,600366	1,95	11,7	6,42	12,519
0,0536	18,656716	0,057293104	17,454108	1,97	11,74	6,37	12,5489
0,0534	18,726592	0,056974289	17,551777	1,98	11,71	6,31	12,4938
0,0538	18,587361	0,056483557	17,704267	1,97	11,69	6,23	12,2731
0,0537	18,621974	0,0578886	17,274558	1,96	11,6	6,38	12,5048
0,0533	18,761726	0,058801403	17,006397	1,98	11,63	6,48	12,8304
0,0535	18,691589	0,059397588	17,857912	1,96	11,61	6,2	12,152
0,0533	18,761726	0,054293068	18,418558	1,95	11,62	6,07	11,8365
0,0535	18,691589	0,05691887	17,568866	1,96	11,68	6,34	12,4264
0,0537	18,621974	0,058106897	17,209661	1,97	11,67	6,41	12,6277
0,0538	18,587361	0,058200055	17,182114	1,96	11,65	6,43	12,6028
0,0539	18,552876	0,059350967	16,848925	1,98	11,67	6,49	12,8502
0,0538	18,587361	0,05931577	16,858923	1,97	11,65	6,52	12,8444
R	ρ	σ	l				A
Média	Média	Média	Média	Média	Média	Média	
0,05356	18,67093		1,958	11,655	6,399	12,52898	
desv. pad.	desv. pad.		desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	
0,000211262	0,073717		0,014726	0,036346	0,118761	0,236476	

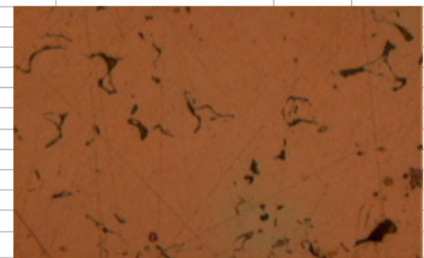
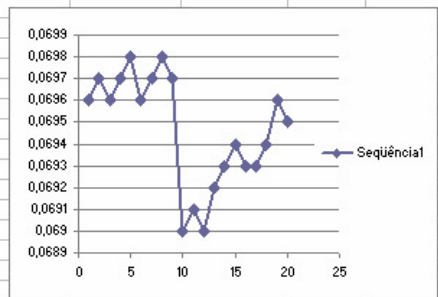


APÊNDICE A – Cálculo de Condutividade

1.0Ni-1.0Cr							
Resistência (mOhm)		Condutâncias (1/r)		Dimensões (mm):			Área
r=	c=	$\rho = R^2 A / l$	$\sigma = 1 / \rho$	Espes	Comp	Largura	
0,0707	14,144272	0,0419235	23,85296	1,08	11,62	6,38	6,89
0,0702	14,245014	0,0445263	22,458617	1,15	11,64	6,42	7,38
0,0705	14,184397	0,045636	21,91251	1,17	11,64	6,44	7,53
0,0703	14,224751	0,0452803	22,084658	1,17	11,68	6,43	7,52
0,0705	14,184397	0,0467985	21,368226	1,2	11,66	6,45	7,74
0,0704	14,204545	0,0459213	21,776365	1,18	11,65	6,44	7,60
0,0706	14,164306	0,046777	21,378016	1,2	11,7	6,46	7,75
0,0707	14,144272	0,0460102	21,734299	1,17	11,65	6,48	7,58
0,07	14,285714	0,0410086	24,385139	1,05	11,65	6,5	6,83
0,0702	14,245014	0,0368043	27,17077	0,94	11,69	6,52	6,13
0,0705	14,184397	0,0367366	27,220816	0,93	11,69	6,55	6,09
0,0706	14,164306	0,0374186	26,724673	0,94	11,67	6,58	6,19
0,0703	14,224751	0,0385402	25,946936	0,97	11,66	6,59	6,39
0,0701	14,265335	0,039981	25,01863	1,01	11,67	6,59	6,66
0,0707	14,144272	0,0407843	24,519259	1,02	11,67	6,6	6,73
0,0705	14,184397	0,0416292	24,079471	1,04	11,67	6,61	6,87
0,0706	14,164306	0,0415334	24,077005	1,04	11,65	6,59	6,85
0,0704	14,204545	0,0414046	24,151904	1,07	11,68	6,42	6,87
0,0705	14,184397	0,0405677	24,650134	1,05	11,66	6,39	6,71
0,0702	14,245014	0,0427456	23,394218	1,1	11,67	6,46	7,11
Média	Média	ρ	σ	Média	Média	Média	Média
0,070425	14,19962	0,042096		1,074	11,6635	6,495	6,971385
desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.		desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.
0,000207428	0,041874	0,003285		0,090344	0,019541	0,077017	0,538061

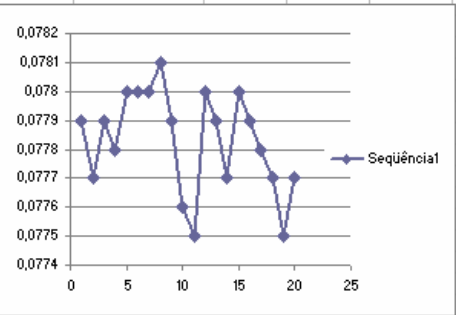


1.0Ni-1.0Cr							
Resistência (mOhm)		Condutâncias (1/r)		Dimensões (mm):			Área
r=	c=	$\rho = R^2 A / l$	$\sigma = 1 / \rho$	Espes	Comp	Largura	
0,0696	14,367816	0,0516808	19,349539	1,34	11,73	6,5	8,71
0,0697	14,347202	0,0522548	19,136986	1,37	11,75	6,43	8,81
0,0696	14,367816	0,0529553	18,883857	1,37	11,74	6,52	8,93
0,0697	14,347202	0,051535	19,404275	1,36	11,68	6,35	8,64
0,0698	14,326648	0,0519885	19,235042	1,37	11,68	6,35	8,70
0,0696	14,367816	0,0512619	19,50767	1,37	11,7	6,29	8,62
0,0697	14,347202	0,0499099	20,036122	1,35	11,67	6,19	8,36
0,0698	14,326648	0,0491997	20,325309	1,31	11,69	6,29	8,24
0,0697	14,347202	0,0520703	19,204788	1,4	11,75	6,27	8,78
0,069	14,492754	0,0496004	20,161134	1,35	11,7	6,23	8,41
0,0691	14,47178	0,047973	20,845046	1,31	11,68	6,19	8,11
0,069	14,492754	0,0496081	20,158018	1,37	11,7	6,14	8,41
0,0692	14,450967	0,0497944	20,082579	1,37	11,69	6,14	8,41
0,0693	14,430014	0,0506827	19,730581	1,38	11,68	6,19	8,54
0,0694	14,409222	0,0504263	19,830916	1,37	11,69	6,2	8,49
0,0693	14,430014	0,0509973	19,608865	1,37	11,71	6,29	8,62
0,0693	14,430014	0,0514095	19,451675	1,37	11,69	6,33	8,67
0,0694	14,409222	0,0529435	18,88807	1,4	11,69	6,37	8,92
0,0696	14,367816	0,0522	19,157088	1,35	11,7	6,5	8,78
0,0695	14,388489	0,0514753	19,426793	1,36	11,66	6,35	8,64
R	Média	ρ	σ	l			A
0,069465	14,39592			Média	Média	Média	Média
desv. pad.	desv. pad.			desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.
0,000256032	0,05315			0,0230788	0,025319	0,117312	0,21728
Amp. 500x							
Sinter							
Temperatura 800 C							
Tempo 1h 30min							
Homogeneização não							

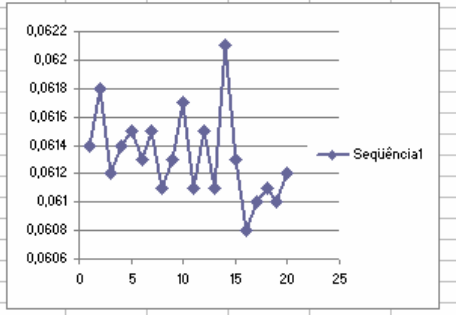


APÊNDICE A – Cálculo de Condutividade

1.0Ni-1.0Cr							
Resistência (mΩ)		Condutâncias (1/r)		Dimensões (mm):			
r=	c=	$\rho = R^2 A / l$	$\sigma = 1 / \rho$	Espes	Comp	Largura	Área
0,0779	12,83697	0,0437405	22,862082	1,03	11,63	6,34	6,53
0,0777	12,870013	0,0398337	25,10439	0,95	11,73	6,33	6,01
0,0779	12,83697	0,0380779	26,261976	0,91	11,71	6,29	5,72
0,0778	12,85347	0,0356613	28,041576	0,86	11,67	6,22	5,35
0,078	12,820513	0,03431	29,146036	0,83	11,68	6,19	5,14
0,078	12,820513	0,0337323	29,645152	0,82	11,68	6,16	5,05
0,078	12,820513	0,0346937	28,823716	0,84	11,69	6,19	5,20
0,0781	12,804097	0,0363797	27,487825	0,9	11,67	6,04	5,44
0,0779	12,83697	0,037063	26,981076	0,93	11,65	5,96	5,54
0,0776	12,886598	0,0400667	24,958403	1	11,64	6,01	6,01
0,0775	12,903226	0,0414161	24,145227	1,03	11,68	6,06	6,24
0,078	12,820513	0,0436626	22,902893	1,07	11,66	6,1	6,53
0,0779	12,83697	0,0475611	21,025606	1,14	11,67	6,25	7,13
0,0777	12,870013	0,0506741	19,733941	1,21	11,67	6,29	7,61
0,078	12,820513	0,0552017	18,115386	1,31	11,68	6,31	8,27
0,0779	12,83697	0,0572279	17,474003	1,36	11,7	6,32	8,60
0,0778	12,85347	0,0601649	16,62099	1,42	11,66	6,35	9,02
0,0777	12,870013	0,0570765	17,520332	1,35	11,67	6,35	8,57
0,0775	12,903226	0,0525845	19,016994	1,25	11,68	6,34	7,93
0,0777	12,870013	0,048873	20,461209	1,18	11,65	6,21	7,33
R	p	σ	I	A			
Média	Média		Média	Média	Média	Média	Média
0,07783	12,84858		1,0695	11,6735	6,2155	6,66012	
desv. pad.	desv. pad.		desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.
0,000175019	0,028923		0,19538	0,023232	0,124117	1,300473	
Amp. 500x Sinter. Temperatura 800 C Tempo 1h 30min Homogeneização não							

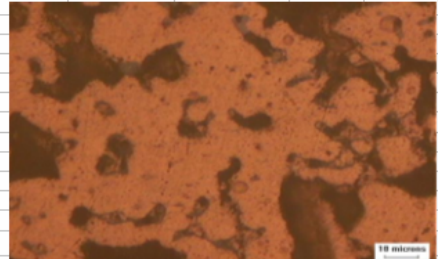
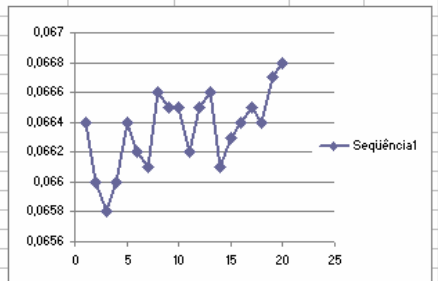


1.0Ni-1.0Cr							
Resistência (mΩ)		Condutâncias (1/R)		Dimensões (mm):			
r=	c=	$\rho = R^2 A / l$	$\sigma = 1 / \rho$	Espes	Comp	Largura	Área
0,0614	16,286645	0,0410213	24,377566	1,17	10,63	6,07	7,10
0,0618	16,18123	0,0408494	24,480167	1,16	10,67	6,08	7,05
0,0612	16,339869	0,0394999	25,316499	1,12	10,62	6,12	6,85
0,0614	16,286645	0,0394407	25,354536	1,11	10,61	6,14	6,82
0,0615	16,260163	0,0389724	25,659204	1,09	10,63	6,18	6,74
0,0613	16,313214	0,0385721	25,925466	1,08	10,59	6,17	6,66
0,0615	16,260163	0,0390225	25,626218	1,08	10,57	6,21	6,71
0,0611	16,366612	0,0381281	26,22735	1,05	10,55	6,27	6,58
0,0613	16,313214	0,0319518	31,297107	0,88	10,67	6,32	5,56
0,0617	16,207455	0,0305823	32,698606	0,83	10,65	6,36	5,28
0,0611	16,366612	0,0314682	31,778086	0,86	10,62	6,36	5,47
0,0615	16,260163	0,0332117	30,109839	0,89	10,63	6,45	5,74
0,0611	16,366612	0,0355266	28,147922	0,95	10,62	6,5	6,18
0,0621	16,10306	0,0355104	28,160772	0,94	10,57	6,43	6,04
0,0613	16,313214	0,0392187	25,498057	1,09	10,58	6,21	6,77
0,0608	16,447368	0,0400481	24,969989	1,15	10,65	6,1	7,02
0,061	16,393443	0,0402462	24,847041	1,17	10,64	6	7,02
0,0611	16,366612	0,0399264	25,046106	1,16	10,58	5,96	6,91
0,061	16,393443	0,03906	25,601608	1,15	10,65	5,93	6,82
0,0612	16,339869	0,0395291	25,297828	1,1	10,61	6,23	6,85
R	p	σ	I	A			
Média	Média		Média	Média	Média	Média	Média
0,06132	16,30828		1,0515	10,617	6,2045	6,508715	
desv. pad.	desv. pad.		desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.
0,000307109	0,081381		0,11472	0,034351	0,162172	0,578259	

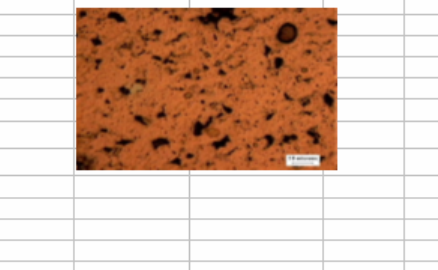
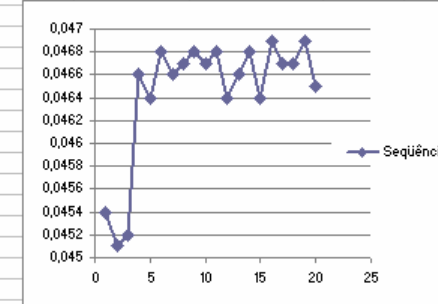


APÊNDICE A – Cálculo de Condutividade

1.0Ni-1.0Cr							
Resistência (mOhms)	Condutâncias (1/r)			Dimensões (mm):			
r=	c=	$\rho = R \cdot A / l$	$\sigma = 1 / \rho$	Espes	Comp	Largura	Área
0,0664	15,060241	0,0343131	29,143417	1,01	12,45	6,37	6,43
0,066	15,151515	0,0376105	26,588323	1,12	12,5	6,36	7,12
0,0658	15,197568	0,0406285	24,613276	1,23	12,53	6,29	7,74
0,066	15,151515	0,0429005	23,309738	1,32	12,55	6,18	8,16
0,0664	15,060241	0,033612	29,751254	1,05	12,57	6,06	6,36
0,0662	15,10574	0,0370509	26,989885	1,16	12,56	6,06	7,03
0,0661	15,128593	0,040276	24,828672	1,26	12,49	6,04	7,61
0,0666	15,015015	0,0464116	21,546318	1,47	12,53	5,94	8,73
0,0665	15,037594	0,0330108	30,293145	1,06	12,62	5,91	6,26
0,0665	15,037594	0,0341638	29,270765	1,1	12,59	5,88	6,47
0,0662	15,10574	0,0342877	29,164973	1,11	12,58	5,87	6,52
0,0665	15,037594	0,0350494	28,531149	1,12	12,58	5,92	6,63
0,0666	15,015015	0,036827	27,153978	1,16	12,44	5,93	6,88
0,0661	15,128593	0,0379433	26,395118	1,18	12,56	6,11	7,21
0,0663	15,082956	0,0403849	24,761709	1,23	12,56	6,22	7,65
0,0664	15,060241	0,0419285	23,850117	1,25	12,59	6,36	7,95
0,0665	15,037594	0,0414042	24,152129	1,28	12,52	6,09	7,80
0,0664	15,060241	0,0409677	24,409446	1,3	12,6	5,98	7,77
0,0667	14,992504	0,0422359	23,676538	1,34	12,57	5,94	7,96
0,0668	14,37006	0,0473575	21,115973	1,41	12,51	6,29	8,87
R	p		σ	l			A
Média	Média	Média		Média	Média	Média	Média
0,06635	15,07181	0,038918		1,208	12,545	6,09	7,35758
desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.		desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.
0,000258538	0,058808	0,004195		0,1228435	0,0483953	0,173266	0,783523
Amp. 500x				Sinter			
				temperatur	800 C		
				Tempo	1h 30min		
				Homogeneização			
				temperatura	500 C		
				tempo	48h		



1.0Ni-1.0Cr							
Resistência	Condutâncias (1/r)			Dimensões (mm):			
r=	c=	$\rho = R \cdot A / l$	$\sigma = 1 / \rho$	Espes	Comp	Largura	Área
0,0454	22,026432	0,0811814	12,318088	3,05	10,2	5,98	18,24
0,0451	22,172949	0,0734129	13,62158	2,78	10,23	5,99	16,65
0,0452	22,123894	0,0723156	13,82828	2,7	10,21	6,05	16,34
0,0466	21,459227	0,0760014	13,157645	2,72	10,19	6,11	16,62
0,0464	21,551724	0,0752464	13,289673	2,68	10,18	6,16	16,51
0,0468	21,367521	0,0761921	13,124727	2,66	10,13	6,2	16,49
0,0466	21,459227	0,0751335	13,309635	2,62	10,14	6,24	16,35
0,0467	21,413276	0,075051	13,324272	2,58	10,13	6,31	16,28
0,0468	21,367521	0,0889232	11,245657	3,03	10,19	6,39	19,36
0,0467	21,413276	0,0914933	10,92976	3,08	10,14	6,45	19,87
0,0468	21,367521	0,0918693	10,885031	3,06	10,07	6,46	19,77
0,0464	21,551724	0,0903307	11,070432	3,03	10,07	6,47	19,60
0,0466	21,459227	0,086362	11,579171	2,93	10,15	6,42	18,81
0,0468	21,367521	0,0786406	12,716083	2,82	10,17	6,06	17,09
0,0464	21,551724	0,0769651	12,992894	2,77	10,17	6,09	16,87
0,0469	21,321962	0,0747278	13,381903	2,71	10,29	6,05	16,40
0,0467	21,413276	0,0775183	12,900173	2,86	10,2	5,92	16,93
0,0467	21,413276	0,0776641	12,875967	2,76	10,19	6,14	16,95
0,0469	21,321962	0,0763023	13,105764	2,62	10,21	6,34	16,61
0,0465	21,505376	0,0735284	13,600185	2,62	10,19	6,15	16,11
R	p		σ	l			A
Média	Média			Média	Média	Média	Média
0,04645	21,53143			2,804	10,1725	6,199	17,39201
desv. pad.	desv. pad.			desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.
0,0005482	0,259169			0,168878655	0,051286091	0,175346	1,327028
Amp. 500x				Sinter			
				temperatura	800 C		
				tempo	1h 30min		
				Homog			
				temperatura	500 C		
				tempo	48h		



APÊNDICE A – Cálculo de Condutividade

1.5Ni-0.5Cr							
Resistênc	Condutâncias (1/R)			Dimensões (mm):			Área
r=	c=	$\rho = R^2 A / l$	$\sigma = 1 / \rho$	Espes	Comp	Largura	
0,0542	18,450185	0,045046322	22,199371	1,33	12,13	7,58	10,08
0,0544	18,382353	0,044160394	22,644726	1,35	12,19	7,33	9,90
0,0543	18,416206	0,044007113	22,723599	1,35	12,16	7,3	9,86
0,0542	18,450185	0,043683345	22,89202	1,34	12,27	7,38	9,89
0,0546	18,315018	0,045102108	22,171913	1,37	12,19	7,35	10,07
0,0542	18,450185	0,044356108	22,544809	1,32	12,21	7,57	9,99
0,0546	18,315018	0,045698993	21,88232	1,35	12,21	7,57	10,22
0,0542	18,450185	0,045168155	22,139492	1,34	12,14	7,55	10,12
0,0545	18,348624	0,045809703	21,829437	1,35	12,11	7,54	10,18
0,0548	18,248175	0,044478064	22,482993	1,32	12,23	7,52	9,93
0,0542	18,450185	0,044648361	22,397239	1,34	12,2	7,5	10,05
0,0545	18,348624	0,04493411	22,254808	1,36	12,19	7,39	10,05
0,0547	18,281536	0,045101817	22,172056	1,34	12,14	7,47	10,01
0,0543	18,416206	0,044010282	22,721963	1,33	12,34	7,52	10,00
0,0548	18,248175	0,043331428	23,077938	1,32	12,37	7,41	9,78
0,0547	18,281536	0,044171373	22,639097	1,34	12,18	7,34	9,84
0,0545	18,348624	0,044200794	22,624028	1,34	12,21	7,39	9,90
0,0549	18,214936	0,046411093	21,546573	1,36	12,13	7,54	10,25
0,0547	18,281536	0,042596737	23,475977	1,3	12,32	7,38	9,59
0,0545	18,348624	0,042103484	23,751004	1,3	12,2	7,25	9,43
R	p			l			A
Média	Média			Média	Média	Média	Média
0,05449	18,35231			1,3375	12,206	7,444	9,956475
desv. pad.	desv. pad.			desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.
0,000231	0,07793			0,018602	0,070963	0,102977	0,200903

1.5Ni-0.5Cr							
Resistênc	Condutâncias (1/R)			Dimensões (mm):			Área
r=	c=	$\rho = R^2 A / l$	$\sigma = 1 / \rho$	Espes	Comp	Largura	
0,0779	12,83697	0,0473416	21,12307	1,32	12,12	5,58	7,37
0,0784	12,755102	0,0477988	20,921021	1,31	12,14	5,65	7,40
0,078	12,820513	0,04858	20,584596	1,35	12,16	5,61	7,57
0,0785	12,738854	0,0479969	20,834693	1,35	12,21	5,53	7,47
0,078	12,820513	0,0483282	20,691869	1,38	12,25	5,5	7,59
0,0784	12,755102	0,0501882	19,925006	1,37	12,22	5,71	7,82
0,0786	12,722646	0,0492708	20,295986	1,37	12,37	5,66	7,75
0,0783	12,771392	0,0485781	20,585423	1,36	12,21	5,57	7,58
0,0787	12,70648	0,0477014	20,963743	1,33	12,31	5,61	7,46
0,0789	12,674271	0,0502121	19,915502	1,38	12,23	5,64	7,78
0,0783	12,771392	0,0482529	20,724161	1,35	12,18	5,56	7,51
0,0791	12,642225	0,0504053	19,839174	1,37	12,19	5,67	7,77
0,0787	12,70648	0,0504198	19,833471	1,39	12,15	5,6	7,78
0,0788	12,690355	0,0482901	20,708182	1,32	12,17	5,65	7,46
0,0788	12,690355	0,0498054	20,078161	1,37	12,16	5,61	7,69
0,0787	12,70648	0,0493593	20,25961	1,35	12,14	5,64	7,61
0,0785	12,738854	0,0500106	19,995746	1,37	12,15	5,65	7,74
0,079	12,658228	0,0507752	19,694646	1,38	12,26	5,71	7,88
0,0786	12,722646	0,0487242	20,523661	1,34	12,17	5,63	7,54
0,0787	12,70648	0,0479869	20,839041	1,3	12,11	5,68	7,38
R	p			l			A
Média	Média	Média		Média	Média	Média	Média
0,078545	12,73177	0,049001		1,353	12,195	5,623	7,60784
desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.		desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.	desv. pad.
0,0003284	0,053328	0,00107		0,025772	0,06501	0,055355	0,159799

ANEXO A – Resultados dos Materiais Fundidos

IPEN – Instituto de Pesquisas Nucleares

Waldemar Monteiro / Luis Carlos

LIGAS COBRE-NIQUEL-ESTANHO E COBRE-NIQUEL-PLATINA

Composição química dos lingotes Cu-Ni-Pt.

Ligas	% Cu ($\pm 0,01$)	% Ni ($\pm 0,01$)	% Pt ($\pm 0,01$)
1	97,99	1,55	0,46
2	99,33	0,23	0,43
3	98,01	0,48	1,51

% em massa

Composição química dos lingotes Cu-Ni-Sn.

Ligas	% Cu ($\pm 0,01$)	% Ni ($\pm 0,01$)	% Sn ($\pm 0,01$)
4	98,31	1,12	0,58
5	98,79	0,57	0,65
6	98,39	0,46	1,16

% em massa

Dureza Vickers e condutividade elétrica das amostras do lingote 0 (cobre eletrolítico).

Liga 0	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,01$)
0A	859,73	91,5
0B	585,13	87,0
0C	712,57	79,0
0D	559,00	86,0
0E	1248,67	95,0
0F	578,59	96,0
0G	560,23	95,0

Dureza Vickers das amostras da liga 1.

(97,99 % Cu - 1,55 % Ni - 0,46 % Pt).

Liga 1	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,01$)
1A	738,50	32,8
1B	725,69	32,0
1C	927,69	32,0
1D	884,60	35,2
1E	1186,00	18,3
1F	749,30	12,4
1G	627,60	15,8

Dureza Vickers das amostras da liga 2.

(99,33 % Cu - 0,23 % Ni - 0,43 % Pt).

Liga 2	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,01$)
2A	815,00	57,0
2B	683,80	47,5
2C	966,00	15,6
2D	903,20	15,8
2E	750,19	14,0
2F	594,80	14,4
2G	544,00	15,4

Dureza Vickers das amostras da liga 3.
(98,01 % Cu – 0,48 % Ni – 1,51 % Pt).

Liga 3	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,01$)
3A	964,00	27,0
3B	970,90	21,0
3C	1139,00	27,1
3D	1022,00	31,0
3E	1082,00	10,0
3F	629,60	15,6
3G	603,10	32,0

Comparação entre as amostras de composição química 1, 2 e 3
em relação a dureza Vickers.

Liga 1	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)	Liga 2	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)	Liga 3	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)
1A	738,50	2A	815,00	3A	964,00
1B	725,69	2B	683,80	3B	970,90
1C	927,69	2C	966,00	3C	1139,00
1D	884,60	2D	903,20	3D	1022,00
1E	1186,00	2E	750,19	3E	1082,00
1F	749,30	2F	594,80	3F	629,60
1G	627,60	2G	544,00	3G	603,10

Composição química em % de massa:
(1) 97,99 % Cu - 1,55 % Ni - 0,46 % Pt.
(2) 99,33 % Cu - 0,23 % Ni - 0,43 % Pt.
(3) 98,01 % Cu - 0,48 % Ni - 1,51 % Pt.

Condutividade elétrica em % IACS das ligas Cu-Ni-Pt.

Liga 1	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,1$)	Liga 2	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,1$)	Liga 3	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,1$)
1A	32,8	2A	57,0	3A	27,0
1B	32,0	2B	47,5	3B	21,0
1C	32,0	2C	15,6	3C	27,1
1D	35,2	2D	15,8	3D	31,0
1E	18,3	2E	14,0	3E	10,0
1F	12,4	2F	14,4	3F	15,6
1G	15,8	2G	15,4	3G	32,0

Composição química em % de massa:
(1) 97,99% Cu-1,55% Ni-0,46% Pt.
(2) 99,33 % Cu- 0,23 % Ni-0,43 % Pt.
(3) 98,01 % Cu-0,48 % Ni-1,51 % Pt.

Dureza Vickers das amostras da liga 4.
(98,31 % Cu – 0,12 % Ni - 0,57 % Sn).

Liga 4	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,01$)
4A	647,30	36,0
4B	706,10	26,0
4C	1226,00	21,0
4D	1010,00	16,4
4E	1664,00	13,0
4F	902,20	31,0
4G	755,10	37,0

Dureza Vickers das amostras da liga 5.
(98,79 % Cu - 0,56 % Ni - 0,64 % Sn).

Liga 5	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,01$)
5A	869,57	41,0
5B	608,00	22,0
5C	1255,00	20,2
5D	784,60	16,4
5E	1592,00	12,4
5F	679,97	34,0
5G	722,43	36,0

Dureza Vickers das amostras da liga 6.
(98,39 % Cu - 0,46 % Ni - 1,16 % Sn).

Liga 6	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,01$)
6A	1127,75	27,0
6B	647,30	18,0
6C	1451,00	13,6
6D	1079,00	12,0
6E	1749,00	25,7
6F	817,27	34,0
6G	715,90	26,0

Dureza Vickers dos lingotes de Cu-Ni-Sn.

Liga 4	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)	Liga 5	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)	Liga 6	Dureza Vickers MPa ($\pm 0,01$)
4A	647,30	5A	869,57	6A	1127,75
4B	706,10	5B	608,00	6B	647,30
4C	1226,00	5C	1255,00	6C	1451,00
4D	1010,00	5D	784,60	6D	1079,00
4E	1664,00	5E	1592,00	6E	1749,00
4F	902,20	5F	679,97	6F	817,27
4G	755,10	5G	722,43	6G	715,90

Composição química em % de massa:
4 (98,31% Cu - 0,12 % Ni - 0,57 % Sn)
5 (98,79 % Cu - 0,56 % Ni - 0,64 % Sn)
6 (98,39% Cu - 0,45 % Ni - 1,16 % Sn)

Medidas de condutividade elétrica das ligas 4, 5 e 6.

Liga 4	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,1$)	Liga 5	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,1$)	Liga 6	Condutividade elétrica % IACS ($\pm 0,1$)
4A	36,0	5A	41,0	6A	27,0
4B	26,0	5B	22,0	6B	18,0
4C	21,0	5C	20,2	6C	13,6
4D	16,4	5D	16,4	6D	12,0
4E	13,0	5E	12,4	6E	25,7
4F	31,0	5F	34,0	6F	34,0
4G	37,0	5G	36,0	6G	26,0

Composição química em % de massa:
4 (98,31% Cu - 0,12 % Ni - 0,57 % Sn)
5 (98,79 % Cu - 0,56 % Ni - 0,64 % Sn)
6 (98,39% Cu - 0,45 % Ni - 1,16 % Sn)

Livros Grátis

(<http://www.livrosgratis.com.br>)

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)
[Baixar livros de Matemática](#)
[Baixar livros de Medicina](#)
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)
[Baixar livros de Meteorologia](#)
[Baixar Monografias e TCC](#)
[Baixar livros Multidisciplinar](#)
[Baixar livros de Música](#)
[Baixar livros de Psicologia](#)
[Baixar livros de Química](#)
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)
[Baixar livros de Serviço Social](#)
[Baixar livros de Sociologia](#)
[Baixar livros de Teologia](#)
[Baixar livros de Trabalho](#)
[Baixar livros de Turismo](#)