



UNIVERSIDADE FEDERAL RURAL DO SEMIÁRIDO
PRÓ-REITORIA DE GRADUAÇÃO
CENTRO DE ENGENHARIAS
ENGENHARIA MECÂNICA

ANDERSON DOUGLAS DE FREITAS SANTOS

**ANÁLISE DA VARIAÇÃO DE DUREZA DA LIGA Cu-Al-Be POR AÇÃO
REFINADORA DO CROMO**

MOSSORÓ
2017

ANDERSON DOUGLAS DE FREITAS SANTOS

**ANÁLISE DA VARIAÇÃO DE DUREZA DA LIGA Cu-Al-Be POR AÇÃO
REFINADORA DO CROMO**

Monografia apresentada a Universidade Federal Rural do Semi-Árido como requisito para obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

Orientador: Manoel Quirino da Silva Júnior,
Profº. Dr.

MOSSORÓ
2017

© Todos os direitos estão reservados a Universidade Federal Rural do Semi-Árido. O conteúdo desta obra é de inteira responsabilidade do (a) autor (a), sendo o mesmo, passível de sanções administrativas ou penais, caso sejam infringidas as leis que regulamentam a Propriedade Intelectual, respectivamente, Patentes: Lei nº 9.279/1996 e Direitos Autorais: Lei nº 9.610/1998. O conteúdo desta obra tomar-se-á de domínio público após a data de defesa e homologação da sua respectiva ata. A mesma poderá servir de base literária para novas pesquisas, desde que a obra e seu (a) respectivo (a) autor (a) sejam devidamente citados e mencionados os seus créditos bibliográficos.

S237a SANTOS, Anderson Douglas de Freitas Santos.
ANÁLISE DA VARIAÇÃO DE DUREZA DA LIGA Cu-Al-Be
POR AÇÃO REFINADORA DO CROMO / Anderson Douglas
de Freitas Santos SANTOS. - 2017.
44 f. : il.

Orientador: Manoel Quirino da Silva Júnior
SILVA JÚNIOR.
Monografia (graduação) - Universidade Federal
Rural do Semi-árido, Curso de Engenharia
Mecânica, 2017.

1. Efeito Memória de Forma. 2. Ligas Cu-Al-Be.
3. Dureza. I. SILVA JÚNIOR, Manoel Quirino da
Silva Júnior, orient. II. Título.

ANDERSON DOUGLAS DE FREITAS SANTOS

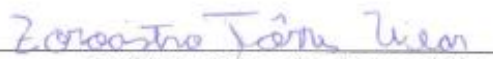
**ANÁLISE DA VARIAÇÃO DE DUREZA DA LIGA Cu-Al-Be POR AÇÃO
REFINADORA DO CROMO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado a
Universidade Federal Rural do Semi-Árido -
UFERSA, Campus Mossoró para obtenção do
título de Engenheiro Mecânico.

APROVADA EM: 22 / 05 / 2017

BANCA EXAMINADORA:


Prof.^o. Dr. Manoel Quirino da Silva Júnior
Presidente


Prof.^o. Dr. Zoroastro Torres Vilar
Primeiro Membro


Prof.^o. Gutemberg Ferreira Diniz
Segundo Membro

MOSSORÓ-RN
2017

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus, pelo apoio em todas as situações, inclusive as mais difíceis, dando-me coragem para lutar pelos meus sonhos.

Aos meus queridos pais, Manoel Nogueira e Rosângela Holanda, pela motivação, pelos conselhos e pelas repreensões, todos seus ensinamentos sempre me ajudaram muito.

Ao Profº. Dr. Manoel Quirino da Silva Júnior pelo esclarecimento de todas as dúvidas referentes aos conteúdos da engenharia mecânica.

Aos meus amigos, que muitas vezes alegraram o meu dia durante a graduação.

RESUMO

Efeito Memória de Forma é a capacidade que certas ligas metálicas têm de retornar as dimensões precedentes à uma deformação sofrida quando sujeitas à variações térmicas apropriadas. Tais ligas enquadram-se no campo dos materiais avançados devido a tal fenômeno. Esse comportamento pode ser explicado pela transformação martensítica, ou seja, pela mudança da estrutura cristalina da liga com a temperatura. Mudança essa que pode ser percebida em determinadas ligas do sistema Cu-Al, dentre outros. Esse sistema de liga destaca-se por apresentar baixo custo de fabricação e, também, pela relativa simplicidade durante o seu processamento. A capacidade de apresentar um efeito memória de forma considerável está inversamente relacionada com o tamanho do grão. Grandes tamanhos de grão originam martensita grosseira, resultando em pouca “memorização” e empobrecimento das propriedades mecânicas, evidenciado pela elevada fragilidade do material. Dessa maneira, o presente trabalho, analisa a adição do elemento cromo (Cr) à liga Cu-11,8Al-0,6Be sendo utilizado como elemento refinador com intuito de reduzir o tamanho do grão e analisar a variação da dureza final. A adição foi bastante eficaz, mostrando uma grande redução do tamanho do grão para liga com 0,2%Cr, além de dureza de 28,0 HRC para a liga de 0,1%Cr e de 27,8 HRC para a liga com 0,2%Cr.

Palavras-chave: Efeito Memória de Forma, Ligas Cu-Al-Be, Dureza.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Plano de Hábito.	10
Figura 2 – Modelo Simplificado de Transformação Martensítica.	11
Figura 3 – Gráfico da Energia Livre em função da Temperatura.	13
Figura 4 – Sequência fotográfica durante o aquecimento da liga com 0,6%Be.	14
Figura 5 – Gráfico de Ciclo de Transformação de Fase.	15
Figura 6 – Curva que apresenta a Histerese da Transformação de Fase.	16
Figura 7 – Esquema da Estrutura Cristalina de uma Liga que Exibe o Efeito Memória de Forma.....	18
Figura 8 – Tipos de Arranjos Estruturais.	19
Figura 9 – Diagrama de fase do binário Cu-Al.	20
Figura 10 – Curva da Variação linear de M_s em função do percentual de berílio.....	21
Figura 11 – Gráfico σ_{xe} para amostras de granulometrias distintas.	23
Figura 12 – Microscopia óptica de uma liga Cu-Al-0,6Be no estado austenítico.....	23
Figura 13 – Deformação durante indentação no ensaio de dureza.	25
Figura 14 — Indentadores e impressões do ensaio Rockwell	27
Figura 15 – Variação da dureza para amostras da liga Cu-Al-Ni-Mn laminadas 15% a frio e envelhecidas sob diversas condições de temperatura e de tempo.	31
Figura 16 - Microscopia óptica de uma liga Cu-Al-Be com 0,1%w. Cr no estado austenítico. Em (a) aumento de 50x e (b) aumento de 500x revelando a microestrutura dendrítica de γ_2	35
Figura 17 – Microscopia óptica de uma liga Cu-Al-Be com 0,2%w. Cr no estado austenítico.	36
Figura 18 – Microscopia óptica da liga Cu-Al-Be com 0,1%Cr depois de temperada.....	37
Figura 19 – Microscopia óptica da liga Cu-Al-Be com 0,2%Cr depois de temperada.....	37
Figura 20 – Resultado do ensaio de dureza da liga Cu-Al-Be com 0,1%Cr homogeneizada.....	38
Figura 21 – Resultado do ensaio de dureza da liga Cu-Al-Be com 0,1%Cr temperada.....	38
Figura 22 – Resultado do ensaio de dureza da liga Cu-Al-Be com 0,2%Cr homogeneizada.....	39
Figura 23 – Resultado do ensaio de dureza da liga Cu-Al-Be com 0,2%Cr temperada.....	40
Figura 24 – Dispersão dos valores do ensaio de dureza das ligas do sistema Cu-Al-Be submetidas ao tratamento térmico de homogeneização.....	41
Figura 25 – Dispersão dos valores do ensaio de dureza das ligas do sistema Cu-Al-Be submetidas à têmpera.....	41

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	8
2 OBJETIVOS	9
2.1 Objetivo Geral.....	9
2.2 Objetivos Específicos	9
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	10
3.1 Transformações Martensítica	10
3.2 Efeito Memória de Forma	16
3.3 Ligas do Sistema Cobre-Alumínio com Efeito Memória de Forma	19
3.3.1 Ligas Cu-Al-Be.....	21
3.3.2 Elementos de Liga Refinadores	22
3.4 Ensaios de Dureza	24
3.4.1 Ensaio de Dureza Rockwell	25
3.4.2 Ensaios de Dureza e Microdureza Vickers	28
3.4.3 Ensaio de Dureza Brinell	29
3.4.4 Ensaio de Microdureza Knoop	29
3.4.5 Dureza e Microdureza no Sistema de Ligas Cu-Al	30
4 MATERIAIS E MÉTODOS	33
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	35
5.1 Variação no percentual do elemento refinador	35
5.2 Influência do tratamento térmico sobre a dureza do material	38
6 CONCLUSÃO	42
REFERÊNCIAS	43

1 INTRODUÇÃO

Após a década de 1960, houve um aumento no número de pesquisas relacionadas às ligas com memória de forma. O interesse desses estudos pode ser explicado pela crescente procura por materiais que reduzem custos e aprimoram as diversas operações nos quais são aplicados. Tais ligas são classificadas como materiais inteligentes, isto porque, quando submetidas à variação de temperatura, elas são capazes de reconstituir a sua forma inicial (CASTILHO e SILVA, 2011).

O efeito memória de forma consiste nessa habilidade de um elemento deformado, quando submetido à variações de temperaturas, retornar às características dimensionais anteriores à modificação sofrida. A ocorrência desse fenômeno está relacionada com o surgimento martensítico, isto é, em uma transformação de fase como resultado de um movimento cooperativo entre os átomos da microestrutura induzido por tensão mecânica e que pode desaparecer com o aquecimento.

Dentre as ligas que apresentam esse efeito, as do sistema Cu-Al se destacam por serem de fácil obtenção e baixo custo de processamento. Porém as mesmas possuem aplicação restrita visto que apresentam grãos grandes e estabilidade térmica a desejar, reduzindo assim o efeito memória de forma na liga (SILVA JÚNIOR, 2010).

O problema da estabilidade térmica e do tamanho de grão pode ser contornado pela adição de elementos de liga e por tratamentos térmicos adequados (SILVA JÚNIOR, 2010).

No presente trabalho será analisada a influência do elemento cromo na liga Cu-11,8Al-0,6Be passível do efeito memória de forma. Essa análise será realizada por meio de análise microestrutural para comprovar o efeito refinador e por análise de dureza com influência dos tratamentos térmicos de homogeneização e têmpera.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Analisar a variação da dureza da liga Cu-Al-Be por ação do refinamento de grão obtido com a adição de cromo.

2.2 Objetivos Específicos

Realizar ensaio de dureza em amostras de Cu-Al-Be com adição de cromo, após submetidas a tratamentos térmicos de têmpera e de homogeneização.

Analisar influência de diferentes percentuais de cromo no grau de homogeneidade das amostras.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Transformações Martensítica

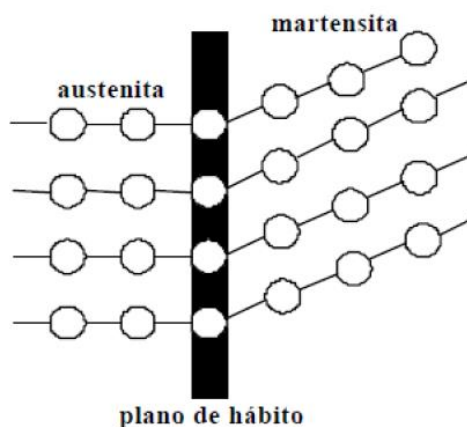
As propriedades de uma liga metálica estão associadas à microestrutura desta, ou seja, à estrutura cristalina que define a(s) fase(s) presentes na liga. Dependendo da quantidade, do formato, da distribuição e da natureza dessas fases obteremos características distintas para cada liga metálica. Dessa forma, a alteração da fase, provocará uma mudança microestrutural na liga, conhecida como transformação de fase.

A transformação martensítica é um tipo de transformações de fase caracterizado por ocorrer de maneira independente ao processo de difusão, sendo, portanto, uma transformação adifusional, decorrente de uma fase matriz. Além disso, a ocorrência de uma transformação martensítica resulta na formação de fases metaestáveis (fases cujas características variam vagarosamente ao longo do tempo, isto é, do ponto de vista termodinâmico, o estado de equilíbrio nunca é atingido) (FERREIRA *apud* GAMA, 2003).

A ocorrência da transformação martensítica deve-se ao movimento cooperativo de átomos da interface que separa a fase matriz (austenita) da fase produto (martensita), isto é, não há movimento atômico por longas extensões nem mesmo mudança na composição química (SILVA JÚNIOR, 2010).

A interface é, microscopicamente, considerada um plano de átomos não distorcido. Esse plano é chamado de plano de hábito, que consiste num plano de átomos que pertence às duas fases e é macroscopicamente invariável (GONZALES, 2002). O plano de hábito está mostrado na Figura 1.

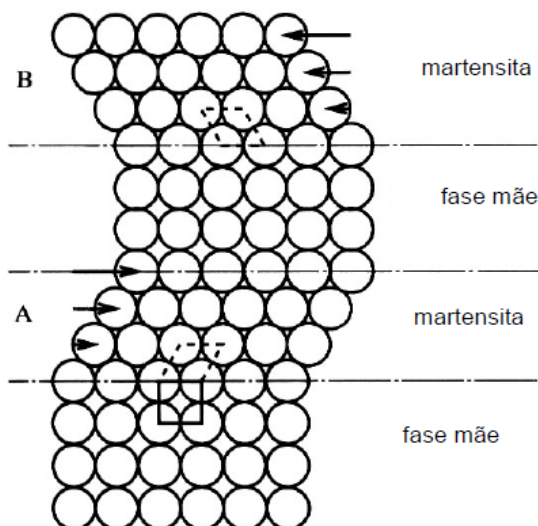
Figura 1 – Plano de Hábito.



Fonte: Gonzales (2002).

As transformações martensíticas são definidas como transformações adifusionais nas quais a energia de deformação da rede distorcida é um fator determinante na cinética e na morfologia do produto durante a transformação (MORRIS E OLSON *apud* SANTOS, 2008). Um modelo simplificado de transformação martensítica é ilustrado na Figura 2.

Figura 2 – Modelo Simplificado de Transformação Martensítica.



Fonte: Morris e Olson *apud* Santos (2008).

Por não ser de fácil definição, a transformação martensítica pode ser evidenciada pelas seguintes características:

- Existência de uma correspondência cristalográfica entre a rede da martensita e a da austenita que lhe deu origem;
- Formação da martensita ao longo de planos preferenciais (planos de hábito) os quais se presume que não sejam macroscopicamente distorcidos ou então que possuam uma pequena dilatação;
- Devido à diferença de volume entre as fases e à continuidade na interface, ocorre uma mudança de forma que provoca uma variação de relevo numa superfície pré-polida;
- A reação ocorre de modo adifusional;
- A transformação é assistida por tensões cisalhantes.

(SILVA JÚNIOR, 2010)

Além disso, as principais particularidades das transformações martensíticas são:

- A fase austenita possui uma maior simetria do que a fase martensita;

- A reação não ocorre por difusão, razão pela qual são necessárias grandes velocidades de transformação. Assim, as fases matriz e produto não devem ter diferença de composição;
- As transformações envolvem movimento cooperativo de átomos sobre distâncias menores que um espaçamento atômico. Este movimento resulta de cisalhamento de pequenos volumes da rede, gerando plaquetas na fase produto;
- Todo cristal de martensita possui um plano de habito específico;
- A fase martensita pode ser tanto uma solução sólida substitucional como intersticial.

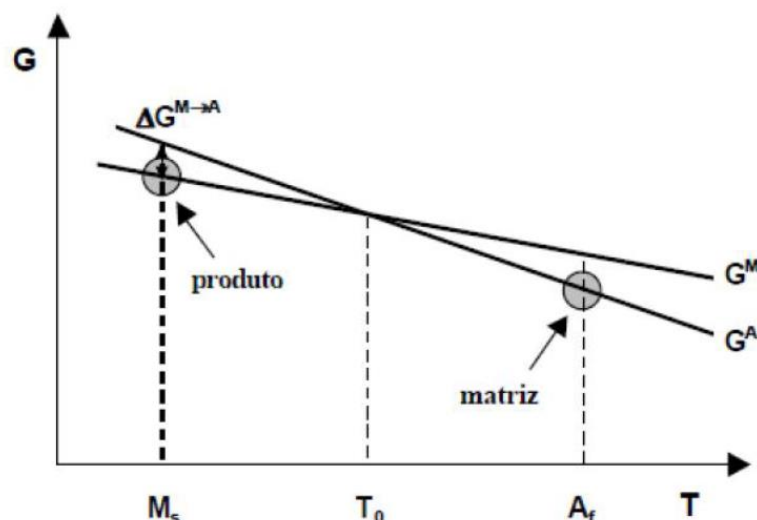
(VELOSO, 2007).

Estudos revelam que o processo da transformação martensítica ocorre por nucleação e crescimento. Característica esta que só foi conhecida após a identificação da transformação isotérmica na década de 1950. (SANTOS, 2008)

Para nucleação de uma fase, necessariamente, a força motriz provém da variação de energia livre. Dessa forma, a transformação de fase é favorecida pela diminuição da energia livre. Além disso, a fase mais estável será àquela com menor energia livre. A energia livre para a formação da martensita durante o resfriamento é menor que a energia livre para a formação da austenita no aquecimento. (SILVA JÚNIOR, 2010)

A análise gráfica da variação da energia livre em função da temperatura revela que entre as temperaturas de transformação (M_s e A_f), mais especificamente na temperatura T_0 (temperatura de equilíbrio), a fase martensita e a fase austenítica se mantêm em equilíbrio, como pode ser visto na Figura 3. Assim, em temperaturas superiores à T_0 haverá um favorecimento da nucleação da austenita por parte da energia livre do sistema, enquanto que, em temperaturas inferiores à T_0 a energia livre do sistema favorece o surgimento da martensita. Ressalta-se que é denominado superresfriamento a diferença entre T_0 e M_s (SILVA JÚNIOR, 2010).

Figura 3 – Gráfico da Energia Livre em função da Temperatura.



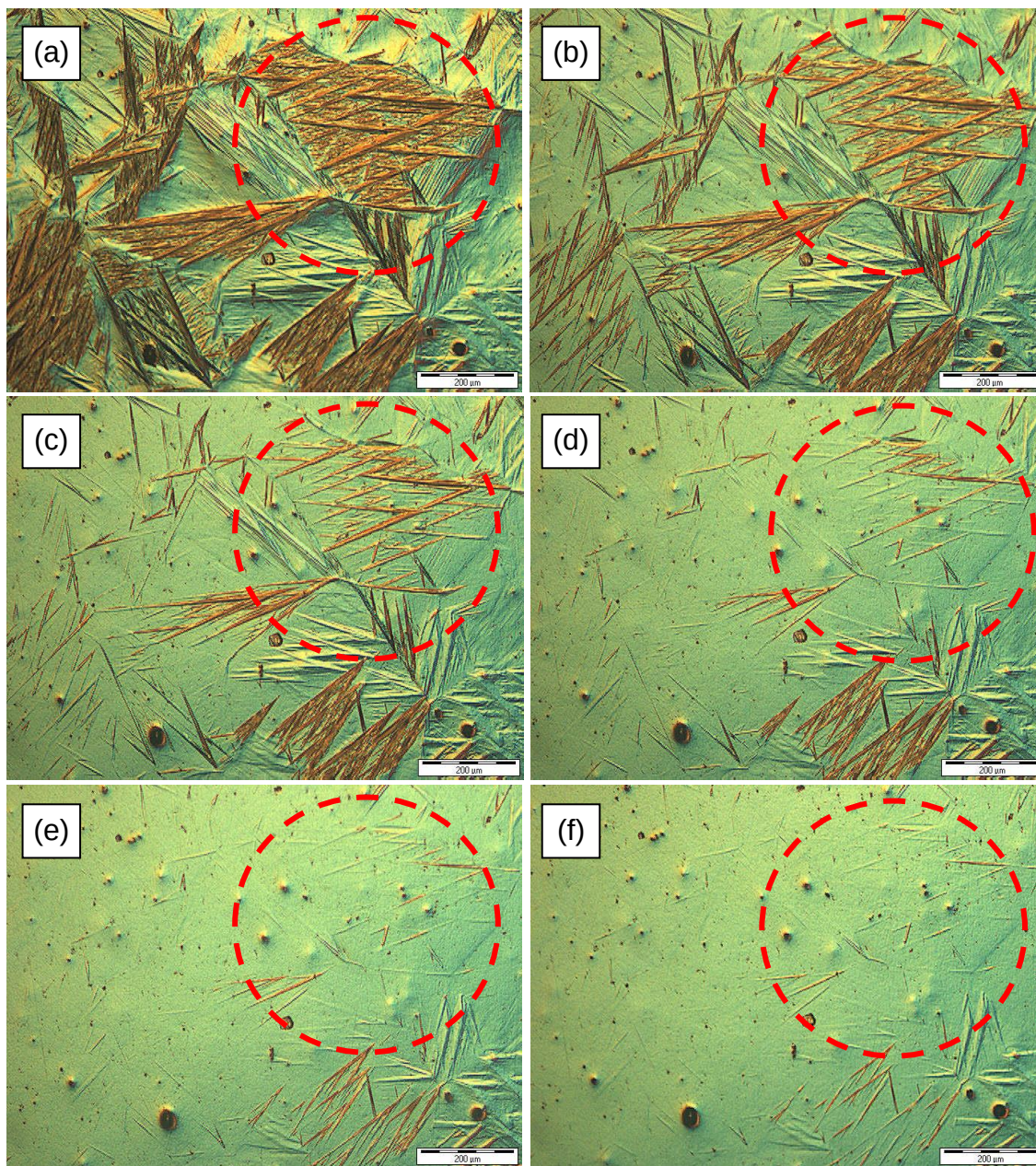
Fonte: Silva Júnior (2010).

A fase martensita é percebida pela sua morfologia, exibida tanto na configuração de agulhas, plaquetas delgadas ou de borboletas (ambas de fácil nucleação partindo da superfície), como também nos formatos de V e de plaquetas lenticulares (CAHN, HAASEN apud GAMA, 2003).

As transformações martensíticas podem ser classificadas em transformações irreversíveis ou não termoelásticas, principalmente para as ligas ferrosas, e reversíveis ou termoelásticas, geralmente, para as ligas não ferrosas. (VELOSO, 2007 apud SILVA JÚNIOR, 2010)

Na transformação martensítica termoelástica, os cristais que sofrem nucleação apresentam velocidade de crescimento proporcional à taxa de resfriamento. Sendo assim, quando o resfriamento é interrompido, as transformações e o crescimento das plaquetas param; do mesmo modo, com o avanço do resfriamento, o aumento da martensita dá continuidade. Já no aquecimento, acontece a transformação reversa, a qual é assim denominada por ocorre através da reversão de interfaces, sendo a fase matriz reconstituída inteiramente. Foi observado experimentalmente que os primeiros cristais de martensita formados a temperatura M_s foram os últimos a sofrerem a transformação reversa em A_f (WAYMAN, 1989 apud SILVA JÚNIOR, 2010). Na Figura 4 está ilustrada uma sequência fotográfica durante o aquecimento (de -70°C a 20°C) de uma liga com 0,6%Be laminada a quente (850°C) seguida de têmpera ao ar (18°C).

Figura 4 – Sequência fotográfica durante o aquecimento da liga com 0,6%Be.



Fonte: Silva Júnior (2010).

Estudos revelam que a ocorrência das transformações martensíticas termoelásticas é resultado da diferença de energia livre entre as estruturas constituintes envolvidas no processo, que atua induzindo mudanças entre as ligações químicas, tornando as transformações de fase de caráter essencialmente cristalográfico (PAIVA, 2004 *apud* VILLARINHO, 2010).

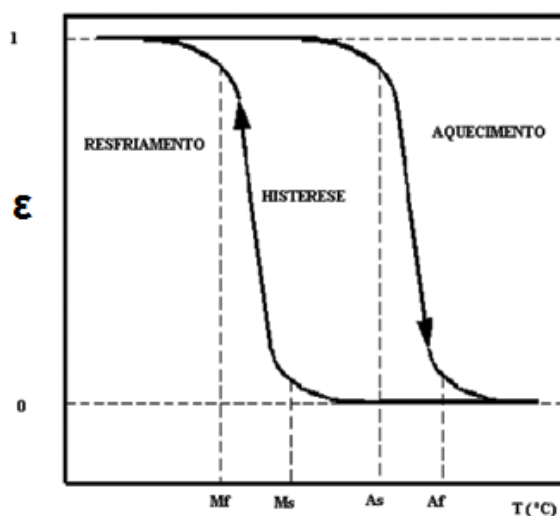
Isso significa que as transformações martensíticas termoelásticas são consideradas cristalograficamente reversíveis. Desse modo, dentre as muitas definições, considera-se que o

efeito memória de forma trata-se de um efeito promovido em um material em que apresenta a transformação martensítica termoelástica (SILVA JÚNIOR, 2010).

Já nas martensitas não termoelásticas acontece um desenvolvimento de plaquetas que crescem até atingir certa dimensão sendo então bloqueadas, mesmo mantendo o resfriamento. Bloqueio esse decorrente de uma imobilização da interface. A transformação inversa é produzida por nucleação de austenita no seio das placas de martensita. Assim, a fase matriz não irá necessariamente reassumir a sua orientação inicial (ligas ferrosas) (SILVA JÚNIOR, 2010).

Uma forma de caracterizar a transformação martensítica, reversível, é através da definição de pontos do ciclo de transformação. Grande parte das transformações martensíticas é acompanhada de uma mudança de temperatura, porém essa transformação apresenta uma histerese de maneira tal que não há coincidência ou sobreposição entre o aquecimento e o resfriamento (ORTIN e DELAEY, 2002). Na Figura 5 está apresentado o gráfico do ciclo de transformação.

Figura 5 – Gráfico de Ciclo de Transformação de Fase.



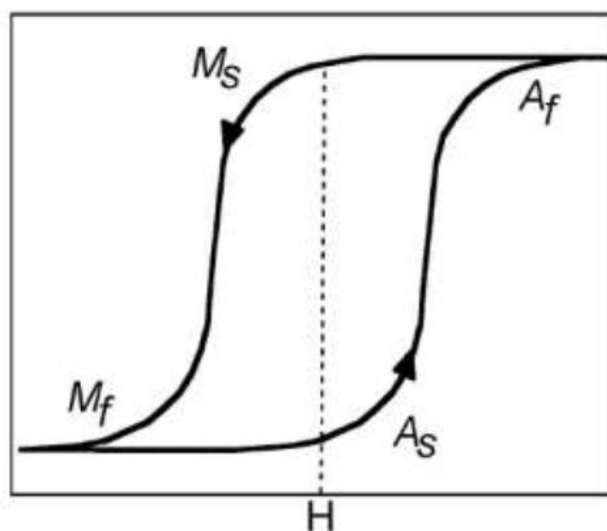
Fonte: Romano e Tannuri (2008).

Analisando o gráfico deformação (ϵ) versus temperatura (T), é possível perceber que com o aumento da temperatura a transformação de fase segue a curva superior, passando arranjo cristalino martensítico para austenítico. Ao atingir a temperatura A_s (*Austenite start*, temperatura de início da transformação austenítica), tem-se o início da formação de austenita que continua até atingir a temperatura A_f (*Austenite finish*, temperatura de término da transformação austenítica). Daí, com o resfriamento, a transformação de fase segue a parte

inferior da curva, mantendo o arranjo cristalino austenítico até atingir a temperatura M_s (*Martensite start*, temperatura de início de transformação martensítica), onde começa a formação de martensita até atingir a temperatura M_f (*Martensite finish*, temperatura final da transformação martensítica). Essas temperaturas podem ser determinadas por meio de Calorímetro Exploratório Diferencial que tem a sigla DSC (*Differential Scanner Calorimeter*). (CASTILHO e SILVA, 2011).

Essa transformação é promovida de uma histerese que corresponde à diferença entre a temperatura de transformação martensítica M_s e a temperatura de transformação austenítica A_s , ilustrado na Figura 6. Diferença esta, resultante da perda de energia para o ambiente nas duas transformações. Estudos revelam que a causa principal da histerese é a fricção interna devido ao movimento da interface austenita-martensita e, além disso, a largura da curva de histerese é condicionada pela composição da liga e pelo processamento envolvido. (VELOSO, 2007).

Figura 6 – Curva que apresenta a Histerese da Transformação de Fase.



Fonte: Ortin e Delaey (2002) *apud* Silva Júnior (2010).

3.2 Efeito Memória de Forma

As ligas metálicas que, quando sujeitas a variações térmicas apropriadas, apresentam a capacidade de retornar as dimensões precedentes à deformação sofrida, contanto que a tensão esteja abaixo de um valor crítico, isto é, sem deformação plástica, têm sido alvo de amplos estudos no campo dos materiais avançados devido a esse comportamento conhecido como Efeito Memória de Forma (EMF). Tal comportamento pode ser explicado pelo estudo da

transformação de fase ou mudança da estrutura cristalina da liga com a temperatura (CALLISTER, Jr, 2008).

Desse modo, a transformação martensítica é o método através do qual o efeito memória de forma (EMF) torna-se perceptível numa liga metálica. Isso ocorre devido à martensita deformada possuir reversibilidade cristalográfica com a austenita (SHIMIZU e TADAKI, 1987).

Relembra-se que as modificações na estrutura cristalina ocorrem de modo adifusional, isto é, não há deslocamento de átomos por distâncias superiores a uma distância interatômica resultando em conservação da composição química existente. Logo, a continuidade da composição significa que a concentração de elementos é a mesma tanto na fase austenítica quanto na fase martensítica e, além disso, que a transformação de fase é reversível. (SILVA JÚNIOR, 2010).

A recuperação da forma é influenciada principalmente pela composição química, estrutura inicial, além do tamanho de grão. Tal fenômeno é causado pela variação da estrutura cristalográfica com deformação homogênea desta, sendo, por essa razão, chamado de transformação martensítica termoelástica (CÂNDIDO, 2010).

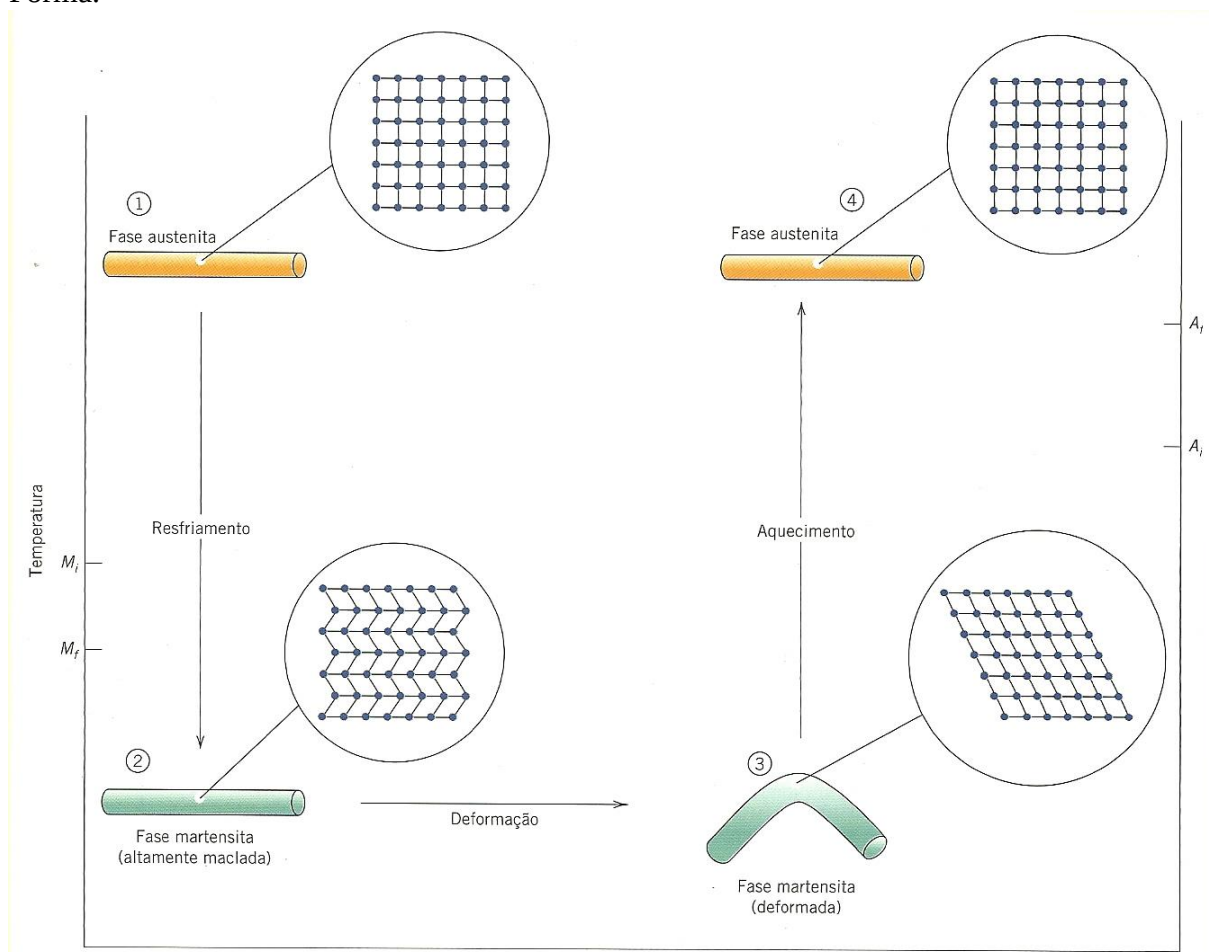
O surgimento do efeito memória de forma se dá com a submissão do material ao tratamento térmico conhecido como têmpera. A transformação martensítica é então realizada por autoacomodação de variantes, macladas entre si de maneira que a mudança de forma seja minimizada. A amostra sofre um resfriamento, levando-a ao estado martensítico seguido por uma deformação. Dessa maneira, as tensões sobre a amostra atuarão de modo a reorientar as variantes martensíticas. A deformação neste processo resulta da movimentação entre as interfaces martensita/austenita (OLIVEIRA, 2009).

Já, ao sujeitar uma estrutura autoacomodante a uma deformação (martensitas induzidas por tensão), a variante que se tornará predominante na configuração será aquela que for mais favorável a se formar por indução gerando a deformação mais expressiva conforme a direção da solicitação aplicada, sendo então estabilizada. Além disso, após a retirada da carga a amostra martensítica conservará a deformação (OLIVEIRA, 2009).

Cabe ainda ressaltar que, ao elevar a temperatura da amostra a níveis superiores à temperatura de término da transformação austenítica, a martensita, que apresentava direção definida, tenderá a ser inteiramente transformada em austenita, fenômeno conhecido como transformação inversa, o que faz com que a amostra volte ao seu estado inicial (FERNANDES *apud* OLIVEIRA, 2009). Esse comportamento está ilustrado na Figura 7, onde é mostrado que, através do aquecimento, a austenita (estágio 1) se transforma

espontaneamente em uma fase martensítica altamente maclada (estágio 2). Sob a influência da aplicação de uma tensão, a deformação da martensita ocorre pela migração dos contornos de macla, isto é, algumas regiões macladas crescem enquanto outras encolhem (estágio 3). Adicionalmente, quando a tensão é removida, a forma deformada é retida nessa temperatura. Finalmente, no aquecimento subsequente até a temperatura inicial, o material reverte ao seu tamanho e forma originais (estágio 4) (CALLISTER, Jr, 2008).

Figura 7 – Esquema da Estrutura Cristalina de uma Liga que Exibe o Efeito Memória de Forma.



Fonte: Callister, Jr (2008).

Em suma, denomina-se simplesmente de ligas com EMF àquelas ligas que exibem o efeito apenas no processo de aquecimento. Todavia, existem certos materiais que exibem efeito memória de forma no aquecimento e no resfriamento, comportamento conhecido como efeito two-way (SILVA JÚNIOR, 2010).

Essa reversibilidade do efeito memória de forma é demonstrada espontaneamente durante a indução térmica da transformação martensítica, quando a amostra não está sujeita a

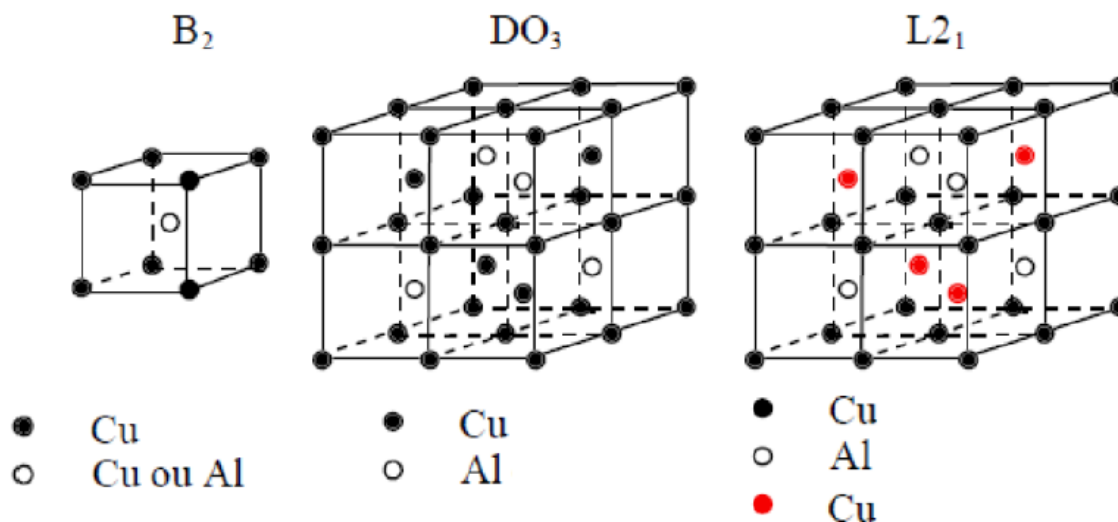
nenhum carregamento exterior. Para isso, a amostra passa por um tratamento termomecânico no qual, sob solicitações estáticas, submete a ciclos de temperatura repetidamente. Esse tratamento é denominado de “educação” e, nele, os ciclos térmicos abrangem as temperaturas de transformação críticas do material (A_s , A_f , M_s e M_f) “educando” a amostra para que esta sofra uma deformação ε_T em temperaturas superiores a A_f e, além disso, para que a mesma não se deforme à temperaturas inferiores à M_f (OLIVEIRA, 2009).

Portanto, o tratamento termomecânico de educação procura induzir defeitos microestruturais no material, induzindo a formação de concentrações de tensões, as quais determinam as direções preferenciais de crescimento martensítico no resfriamento. Isso provocará mudanças na forma total da amostra, acentuando o crescimento martensítico conforme a direção preferencial (GONZALEZ *apud* OLIVEIRA, 2009).

3.3 Ligas do Sistema Cobre-Alumínio com Efeito Memória de Forma

Nas ligas de Cu-Al que apresentam o efeito memória de forma a fase matriz estável em alta temperatura, é a fase β , com célula unitária cúbica de corpo centrado, desordenada. Após resfriamento rápido, a fase austenita estável, desordenada, em baixa temperatura pode apresentar três tipos de ordenação estrutural, representados na Figura 8: a estrutura do B_2 do tipo cloreto de cério CsCl com a martensita representada por γ_1' originada da super-rede B_2 ; estrutura $L2_1$ do tipo Cu_2AlMn com martensita representada por β_2' originada da super-rede $L2_1$; ou estrutura DO_3 do tipo Fe_3Al (CFC) com martensita representada por $\beta 1'$ originada pela super-rede DO_3 (BARON *apud* SILVA JÚNIOR, 2010).

Figura 8 – Tipos de Arranjos Estruturais.

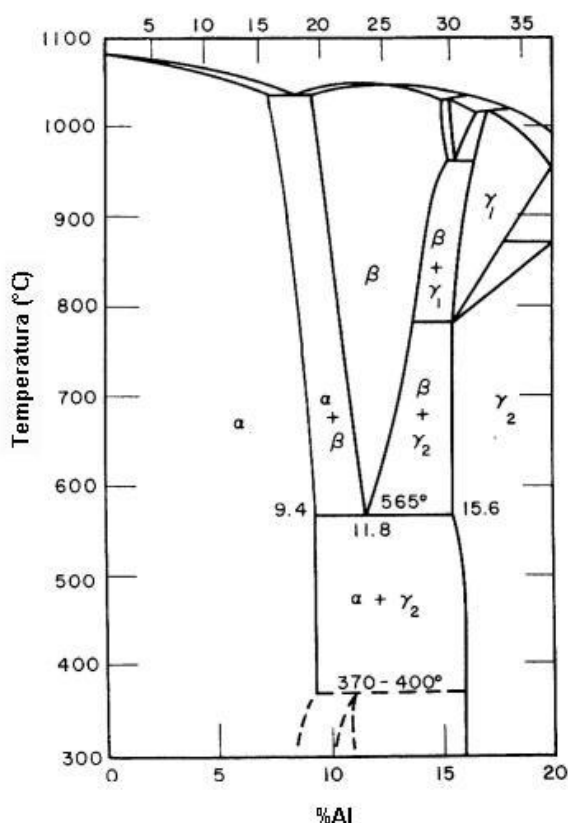


Fonte: Silva Júnior (2010).

Na Figura 9 está mostrado o diagrama de fases Cu-Al, onde pode ser visto o campo da fase β em função da variação do percentual de alumínio. Para esse sistema de ligas, a transformação martensítica é promovida pelo resfriamento rápido da fase das ligas β responsável pelas propriedades do efeito memória de forma exibidas por essas ligas. Entretanto a transformação martensítica desse sistema de ligas é prejudicada pela elevada fragilidade. Daí, a adição de elementos como Be, Mn e Ni provou ser eficaz em reduzir a fragilidade, estabilizar a fase β e em baixar as temperaturas de transformação (RECARTE, *et al.*, 2002, *apud* SILVA JÚNIOR, 2010).

A fase β das ligas Cu-Al é cúbica de corpo centrado (CCC) como a fase beta do sistema Cu-Zn, enquanto a fase γ_2 é uma estrutura cúbica complexa. Para o sistema Cu-Al a fase γ_2 nucleia com formato dendrítico tanto no contorno como no interior do grão e não é desejada pois é muito frágil e quebradiça (SILVA JÚNIOR, 2010).

Figura 9 – Diagrama de fase do binário Cu-Al.



Fonte: Gonzales (2002).

Vale ressaltar que, uma comparação entre a adição de Be e a adição de Ni como terceiro elemento nas ligas do sistema Cu-Al mostra que se for colocado berílio no lugar do níquel, haverá elevação da ductilidade em relação à liga Cu-Al-Ni, ao mesmo tempo em que

se obtém um temperatura de inicio da transformação martensítica inferior à 0°C (FUNAKUBO, GONSALEZ *apud* OLIVEIRA, 2009).

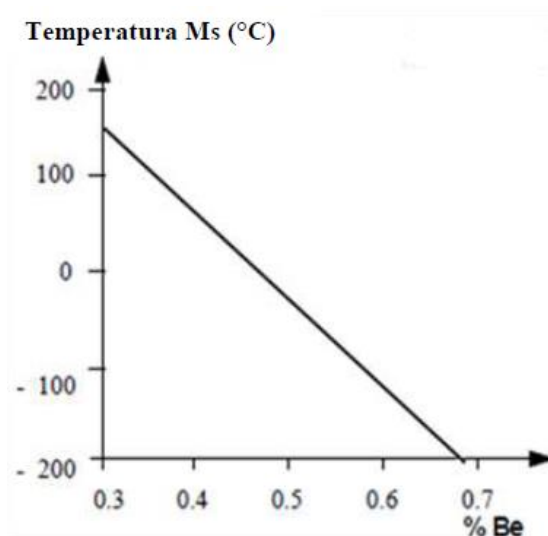
3.3.1 Ligas Cu-Al-Be

As ligas Cu-Al-Be possuem muitas características atraentes, tais como superelasticidade, um forte efeito de amortecimento, alta resistência mecânica e resistência à corrosão (WU MH, SCHETKY LM, 2000 *apud* CÂNDIDO, 2010). Todas essas propriedades estão associadas à transformação martensítica (OTSUKA e WAYMAN *apud* FRANÇA, 2009).

Além disso, essas ligas apresentam baixos custos de produção, assim como, são apropriadas para o uso em baixas temperaturas (CÂNDIDO, 2010). Em particular, a adição de pequenas quantidades de Be resulta em grande diminuição do M_s , redução de 114K para cada aumento 1% atômico, não havendo registros de variação da transformação martensítica (MONTECINOS, CUNIBERTI, CASTRO, 2009 *apud* SILVA JÚNIOR, 2010).

Percebeu-se que, com uma margem de erro em torno de 10°C, a variação do M_s (temperatura de inicio da transformação martensítica) varia linearmente com o percentual de berílio (BELKHALA, 1990 *apud* SILVA JÚNIOR, 2010). Tal comportamento está ilustrado na Figura 10.

Figura 10 – Curva da Variação linear de M_s em função do percentual de berílio.



Fonte: Silva Júnior (2010).

Dessa maneira, a importância da adição do Be nas ligas Cu-Al é justificado pelas grandes variações nas temperaturas e além disso, a introdução de Be reforça a estabilidade térmica da liga Cu-Al. Atrelado a essas vantagens, pequenas adições de Be se solubilizam na matriz por completo evitando, desse modo, que o envelhecimento em longo prazo permita a formação de precipitados de Be. Porém, ligas Cu-Al-Be são vulneráveis à formação de martensita com granulação grosseira (BELKHALA, 1990 *apud* SILVA JÚNIOR, 2010).

3.3.2 Elementos de Liga Refinadores

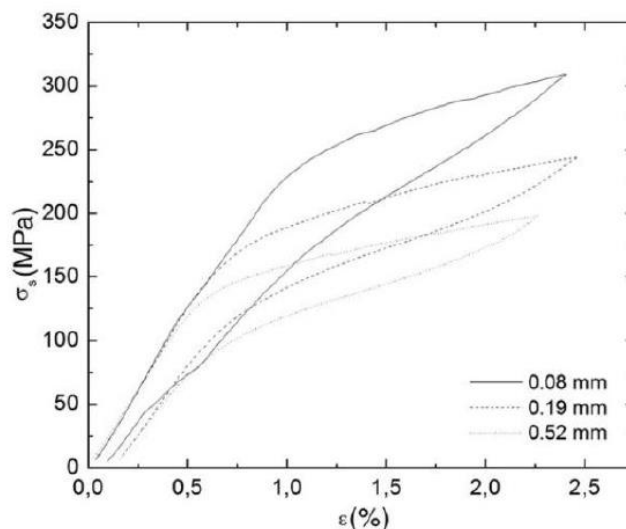
Por serem vulneráveis à formação de grãos grosseiros, as ligas do sistema Cu-Al-Be necessitam da adição de um quarto elemento para inibir esse inconveniente (SILVA JÚNIOR, 2010). Isso porque o desempenho de um material está diretamente ligado a sua microestrutura. Assim, melhores serão as propriedades mecânicas quanto menores forem os grãos. Segundo Cândido, 2010, para refinar grão é feito um procedimento baseado na adição de inoculantes. Os benefícios do processo de refino são: o aumento da fluidez do metal líquido, melhorias na dispersão de partículas de segunda fase e porosidade na estrutura, além de melhorias do acabamento superficial da usinabilidade e das propriedades mecânicas (MURTY, *et al*, 2002 *apud* CÂNDIDO, 2010).

A melhoria de propriedades mecânicas de ligas com memória de forma do sistema Cu-Al-Ni pode ser conseguida através da adição de pequenas quantidades de elementos tais como Ti, Co, Zr, B, Fe ou Cr. Estes produzem precipitados de segunda fase capazes de conter o crescimento do grão em meio aos processos que envolvam aumento de temperatura (SILVA JÚNIOR, 2010). É importante ressaltar que, segundo Peng, Yu e Li, 1997, dentre os elementos citados, um dos mais eficazes no refinamento de grãos é o titânio (Ti).

Comprovando essa afirmação, estudos da liga Cu-Al-Ni-Mn mostraram uma redução ligeira da dimensão do grão diretamente proporcional ao teor de Ti na amostra (DUTKIEWICZ, CZEPE, MORGIEL, 1999, *apud* SILVA JÚNIOR, 2010). Já Montecinos *et al*, 2009, estudou a influência do tamanho do grão no comportamento pseudoelástico de uma liga com memória de forma composta por Cu-11,4%Al-0,5%Be. As amostras foram recozidas, à temperatura de 800°C, em tempos diferentes para obtenção de tamanhos de grãos distintos, levando ao crescimento de grãos com um expoente cinético em torno de 0,5. Os carregamentos desse estudo resultaram no gráfico ilustrado na Figura 11, onde a primeira parte linear da curva equivale ao regime elástico da fase austenita, já o desvio da linearidade é associado ao começo da transformação martensita. Desse modo, denomina-se tensão de início

da martensita (σ_S) os esforços correspondentes ao fim da parte inicial linear. A inclinação aproximadamente constante da curva σ_ϵ equivale ao progresso da transformação martensítica; esta inclinação é conhecida como inclinação pseudoelástica (OLIVEIRA, 2009).

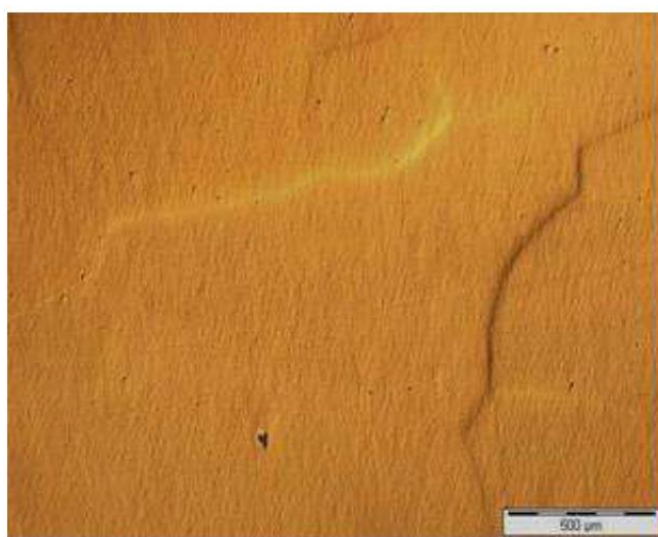
Figura 11 – Gráfico σ_ϵ para amostras de granulometrias distintas.



Fonte: Montecinos *et. al.* *apud* Oliveira (2009).

Em 2009, França verificou a susceptibilidade a formação de grãos grosseiros ligas Cu-Al-0,6Be laminadas à 850°C, como pode ser visto na Figura 12.

Figura 12 – Microscopia óptica de uma liga Cu-Al-0,6Be no estado austenítico.



Fonte: França (2009) *apud* Silva Júnior (2010).

Conhecendo-se a considerável influência que o tamanho de grão desempenha sobre as propriedades mecânicas dos materiais metálicos, existe um particular interesse na melhoria de

tais propriedades em ligas com memória de forma Cu-Al-Be através da adição de um quarto elemento capaz de inibir o inconveniente gerado pela granulometria grosseira (SILVA JÚNIOR, 2010).

3.4 Ensaios de Dureza

Algumas propriedades mecânicas de um material, como dureza, resistência mecânica e ductilidade são consequências numa primeira análise do arranjo cristalino e do tipo de célula unitária (VILLARINHO, 2010).

A dureza é uma propriedade mecânica referente à resistência de um material a uma deformação plástica localizada, como um risco ou uma pequena impressão (CALLISTER, Jr, 2008). Desse modo, a dureza é considerada uma indicação qualitativa da resistência do material à penetração ou indentação (SHACKELFORD, 2008). Além disso, dentre as diversas definições arbitrárias de dureza, a “resistência à penetração” é a que apresenta o maior interesse para o engenheiro por tratar-se de um conceito básico do ponto de vista de compreensão do fenômeno da dureza (CHIAVERINI, 1986).

Para ser considerada martensita uma estrutura precisa ter certas características bem definidas e a transformação de fase deve seguir determinados critérios para ser chamada de martensítica (NISHIYAMA, 1987, *apud* VILLARINHO, 2010).

Ao longo do tempo foram sendo desenvolvidas técnicas quantitativas de determinação da dureza nos materiais. Em tais técnicas, um pequeno penetrador é pressionado contra a superfície do material a ser ensaiado em condições controladas de carga e de taxa de aplicação (CALLISTER, Jr, 2008).

Nos ensaios de dureza, o indentador costuma possuir formato arredondado ou pontiagudo e é feito de um material muito mais duro que o corpo de prova (SHACKELFORD, 2008). Daí, temos que medindo-se a profundidade ou o tamanho da impressão resultante, pode-se relacionar a medida com um número de dureza relativa a uma determinada técnica de ensaios de dureza (CALLISTER, Jr, 2008). Dentre as técnicas conhecidas, destacam-se os ensaios de dureza Rockwell e Brinell, além dos ensaios de microdureza Vickers e Knoop. Além disso, a principal diferença entre os ensaios de dureza e microdureza é que, no ensaio de dureza números empíricos são calculados a partir de fórmulas apropriadas utilizando medidas da geometria da indentação, enquanto que as medidas de microdureza são feitas usando um microscópio de alta potência (SHACKELFORD, 2008).

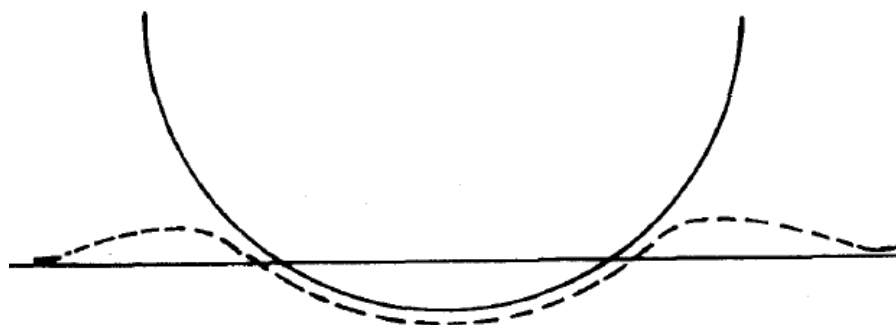
Por diversas razões, os ensaios de dureza são realizados com maior frequência que qualquer outro ensaio mecânico, entre elas estão:

- Eles serem simples e baratos – ordinariamente, nenhum corpo de provas especial precisa ser preparado e os equipamentos de ensaio são relativamente baratos;
- O ensaio ser não destrutivo – uma pequena impressão é a única impressão, não fraturando nem, tampouco, deformando excessivamente o corpo de provas;
- Outras propriedades mecânicas podem ser estimadas a partir dos dados de dureza, tais como a correlação com o limite de resistência a tração (LRT).

(CALLISTER, Jr, 2008)

A correlação entre a dureza e o LRT pode ser explicada pela geometria das impressões obtidas no ensaio de dureza, conforme ilustrado na Figura 13.

Figura 13 – Deformação durante indentação no ensaio de dureza.



Fonte: Chiaverini (1986).

Conforme a Figura 13, a impressão final (linha pontilhada) difere da impressão original obtida revelando a presença de uma recuperação elástica após a deformação plástica. Ou seja, a carga necessária para causar a impressão dependerá tanto da tensão de escoamento como da velocidade de encruamento do metal após ter sido ultrapassado o limite de escoamento. Assim, como o LRT depende dos mesmos fatores, é esperado que exista uma correlação entre a resistência mecânica e a dureza (CHIAVERINI, 1986).

3.4.1 Ensaio de Dureza Rockwell

No ensaio de dureza Rockwell, utilizam-se várias escalas de dureza determinadas a partir das possíveis combinações entre os diversos penetradores e as muitas cargas, o que permite o ensaio de praticamente todas as ligas metálicas. Estas escalas não têm relação entre si. Por isso, não faz sentido comparar a dureza de materiais submetidos a ensaio de dureza

Rockwell utilizando escalas diferentes. Ou seja, um material ensaiado numa escala só pode ser comparado a outro material ensaiado na mesma escala. Já os penetradores podem ser do tipo esferas de aço endurecidas com vários diâmetros distintos, bem como um penetrador cônico de diamante de 120° de conicidade (CALLISTER, Jr, 2008).

O ensaio de dureza Rockwell é feito aplicando-se forças, em duas etapas, sobre um penetrador na superfície de um corpo-de-prova. A intensidade das forças aplicadas, os tamanhos, as formas e os materiais do penetrador e as condições dos corpos-de-prova são determinados pela norma NM ISO 6508/2008. Segundo essa norma, a profundidade de penetração permanente h deve ser medida sob efeito da força de ensaio inicial, logo após a remoção da força de ensaio adicional.

A partir dos valores de h , de N (Número específico de cada escala) e de S (Constante específica de cada escala) a dureza Rockwell (HR) é calculada de acordo com a fórmula:

$$HR = N - \frac{h}{S} \quad (1)$$

De acordo com a norma:

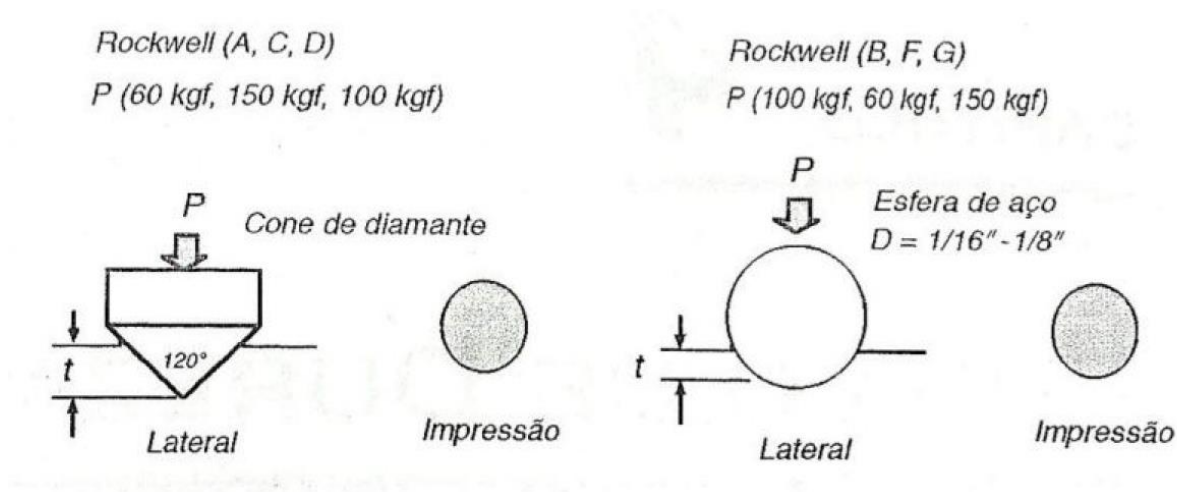
- O ensaio de dureza deve proceder com penetrador cônico de diamante com um ângulo de 120° e raio de curvatura na ponta de 0,2 mm ou com penetrador esférico de metal duro.
- A superfície a ser ensaiada deve ser plana e lisa, isenta de camadas oxidadas, matérias estranhas e completamente livre de lubrificantes, exceto em metais reativos, como o titânio, que pode aderir ao penetrador, podendo ser utilizado o querosene como lubrificante adequado e devendo ser mencionado no relatório de ensaio.
- A preparação deve ser realizada de tal forma a minimizar qualquer alteração na dureza superficial, fato que deve ser levado em conta principalmente no caso de pequenas profundidades de penetração. Além disso, após o ensaio, nenhuma deformação deve ser visível na superfície do corpo-de-prova oposta à da penetração, exceto no caso da HR30Tm.
- A espessura mínima do corpo-de-prova deve ser dez vezes a profundidade de penetração permanente para penetradores cônicos e quinze vezes a profundidade de penetração permanente para penetradores esféricos, caso contrário deve ser demonstrado que o uso de um corpo-de-prova mais fino não afetará o valor de dureza medido.

- Para ensaios em superfícies cilíndricas convexas e superfícies esféricas deverão ser aplicadas as devidas correções presentes na norma.
- O ensaio deve ocorrer entre 10°C e 35°C, além disso, o corpo-de-prova deve estar em um apoio rígido de modo que a superfície penetrada esteja em um plano normal à linha de ação da força de penetração, evitando assim o seu deslocamento.
- A distância entre os centros de duas impressões adjacentes deve ser no mínimo quatro vezes o diâmetro da impressão (contanto que essa distância não seja menor que 2 mm).

O ensaio procederá colocando-se o penetrador em contato com a superfície a ser ensaiada e aplicando a força de ensaio inicial F_0 , durante três segundos no máximo, isenta de choques, vibrações ou oscilações. A força deve ser aumentada de F_0 para F (força total do ensaio) entre um e oito segundos. Essa força total deve permanecer dentre dois a seis segundos até a força de ensaio adicional F_1 ser removida, permanecendo apenas a força inicial F_0 por um curto tempo de estabilização para que a leitura final seja feita. Os tipos de indentadores do ensaio Rockwell e suas respectivas impressões estão ilustrados na Figura 14.

A norma ainda determina que caso os materiais requeiram o uso de um tempo de força total que exceda os seis segundos permitidos é recomendado que tal requisito esteja explicitado na especificação do produto.

Figura 14 – Indentadores e impressões do ensaio Rockwell.



Fonte: Garcia (2012).

3.4.2 Ensaios de Dureza e Microdureza Vickers

Trata-se do ensaio que é empregado amplamente em trabalhos de pesquisa porque fornece uma escala contínua de dureza para uma determinada carga. Dessa forma, é possível determinar desde materiais muito moles até materiais extremamente duros (CHIAVERINI, 1986). Por ser aplicável a todos os materiais metálicos com quaisquer durezas, além de corpos de provas muito finos, pequenos e irregulares, esse ensaio é conhecido como ensaio universal (GARCIA, 2012).

Nesse ensaio um penetrador com ponta de diamante em forma de pirâmide de base quadrada e ângulo ao vértice de 136° é forçado contra a superfície do corpo de prova. A impressão resultante é analisada num microscópio e medida (CALLISTER, Jr, 2008). A escolha do ângulo de 136° foi realizada em função de sua proximidade com o ângulo formado no ensaio Brinell entre duas linhas tangentes as bordas de impressão e que partem do fundo dessa impressão (GARCIA, 2012).

No ensaio de dureza Vickers, o dispositivo penetrador é indeformável. Dessa maneira, materiais homogêneos devem apresentar o mesmo número representativo de dureza. Além disso, são escolhidas as cargas aplicadas de modo a permitir a geração de impressões nítidas o suficiente para permitir uma boa leitura da diagonal (GARCIA, 2012).

Os equipamentos modernos para o ensaio de microdureza são automatizados acoplando-se um analisador de imagem ao dispositivo penetrador. O analisador de imagem incorpora um computador e um pacote de softwares que controla a localização da impressão, o espaçamento entre endentações, além de calcular os valores de dureza e representar em gráficos os valores obtidos (CALLISTER, 2008).

Após a remoção da carga a impressão apresenta a forma de um losango regular. Medindo as diagonais do losango através de um microscópio conectado a máquina de testes e, em seguida, lançando tais valores na fórmula

$$HV = 0,102 \cdot \frac{2 \cdot P \cdot \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)}{d^2} \quad (2)$$

onde $\theta = 136^\circ$, P corresponde a carga (N) utilizada no ensaio e d refere-se ao comprimento (mm) da diagonal de impressão (GARCIA, 2012).

Tanto o método de medição de dureza Vickers quanto o Knoop são conhecidos como métodos de ensaio de microdureza baseados no tamanho do penetrador, sendo, dessa forma,

adequada a medição da dureza em regiões pequenas e selecionadas do corpo de prova (CALLISTER, Jr, 2008).

3.4.3 Ensaio de dureza Brinell

Foi o primeiro ensaio de penetração padronizado e reconhecido industrialmente. Proposto em 1990 por James A. Brinell, o ensaio de dureza Brinell baseia-se na geração de uma calota esférica superficial através da compressão de uma esférica metálica na superfície do corpo de provas. A dureza em questão corresponde ao quociente da carga normal aplicada (P) pela área da superfície cônica (S) após o descarregamento (GARCIA, 2012).

Nesse ensaio, um penetrador esférico e duro feito de aço endurecido ou carbeto de tungstênio é forçado contra a superfície do corpo de prova a ser ensaiado. O diâmetro do penetrador corresponde a 10,00 mm e as cargas padronizadas encontram-se na faixa de 500 até 3000 kg em incremento de 500 kg. Essas cargas são mantidas sobre a amostra durante um tempo que varia de 10 a 30 segundo. A medição da dureza Brinell depende da magnitude da carga, bem como o diâmetro da impressão resultante. Esse último é medido com um microscópio de baixo aumento (CALLISTER, 2008).

A dureza Brinell é calculada pela fórmula abaixo, na qual D é o diâmetro do penetrador, d_m é o diâmetro médio da impressão e P a carga do ensaio:

$$HB = 0,102 \cdot \frac{2 \cdot P}{\pi \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d_m^2})} \quad (3)$$

O fator de conversão para carga em (N) corresponde à 0,102. O uso deste deve-se à adoção do Sistema Internacional de Unidades (SI) como forma de convertimento da unidade de carga aplicada já que inicialmente o ensaio foi proposto em kgf (quilograma-força). O resultado do ensaio será aceito se o diâmetro médio da calota esférica (d_m) encontrar-se dentre 24% à 60% do diâmetro da esfera (D) usada durante o ensaio, caso contrário, deve-se determinar a nova carga do ensaio. A medição do diâmetro de impressão formada é feito por microscópio ou lupa graduada (GARCIA, 2012).

3.4.4 Ensaio de Microdureza Knoop

O ensaio Knoop é adequado para materiais frágeis como os materiais cerâmicos. A área da impressão obtida é cerca de 15% da área correspondente no ensaio Vickers enquanto a

profundidade de impressão é menor que a metade do método Vickers. Em 1939, foi proposta essa técnica de medição da microdureza Knoop. A mesma utiliza um penetrador de diamante na forma de uma pirâmide alongada, com ângulos de $172^{\circ}30'$ e 130° entre faces opostas. Isso resulta numa impressão com relação de 7:1 entre as diagonais. O cálculo é dado pela razão entre a carga aplicada P (N) e a área projetada da impressão S_P (mm²), logo:

$$HK = \frac{P}{S_P} = \frac{14,23 \cdot P}{l^2} \quad (4)$$

onde l corresponde ao comprimento da diagonal maior (mm) (GARCIA, 2012).

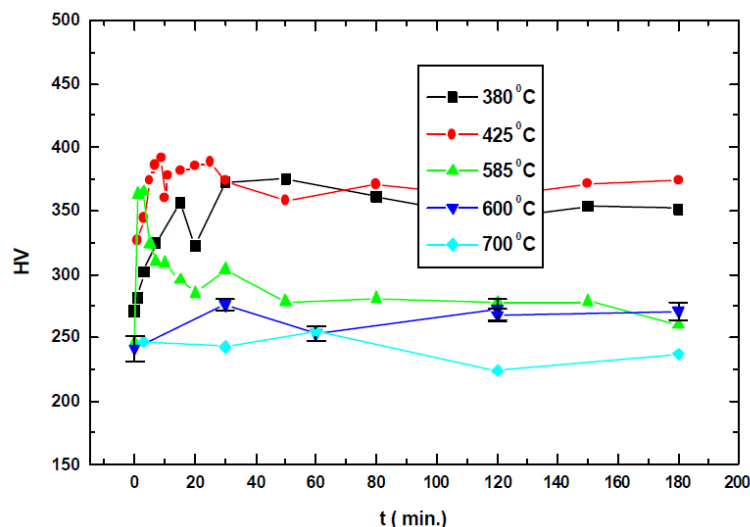
Recomenda-se distâncias mínimas entre endentações de 2,5 vezes a diagonal menor para impressões paralelas ao eixo maior, 2 vezes a diagonal maior para impressões alinhadas no eixo maior, e uma distância de uma vez a diagonal maior da borda da peça. Além disso, esse ensaio deve ter uma preparação cuidadosa do corpo de prova, e são recomendados o polimento eletrolítico da superfície de análise e o embutimento da amostra em baquelite (GARCIA, 2012).

3.4.5 Dureza e Microdureza no Sistema de Ligas Cu-Al

Nava, 2013, estudou a microdureza em diferentes temperaturas a partir do limite de escoamento de ligas com o efeito memória de forma. Nesse estudo, foi compreendido que a liga Cu-12Al-0,5Be não possui boa trabalhabilidade, devido ao tamanho de seus grãos e heterogeneidade em sua composição química, apresentando alta fragilidade em comparação às ligas Cu-14Al-4Ni e Ni-42Ti. Entretanto, a liga Cu-12Al-0,5Be, possui valores de microdureza muito elevados quando comparado à liga Cu-14Al-4Ni que possui um grande decréscimo em sua microdureza ou à liga Ni-42Ti que apresentou um melhor comportamento.

Gama, 2003, analisou a variação de dureza com o tempo de envelhecimento para a liga Cu-Al-Ni-Mn em diferentes temperaturas. Tal análise é mostrada na Figura 15.

Figura 15 - Variação da dureza para amostras da liga Cu-Al-Ni-Mn laminadas 15% a frio e envelhecidas sob diversas condições de temperatura e de tempo.



Fonte: Gama (2003).

Conforme a Figura 15, para temperaturas até 600°C é observada uma elevação na propriedade para tempos de aproximadamente 10 min. Para temperaturas de 380 e 425°C a dureza cresce continuamente e depois se estabiliza. A partir de 585°C verifica-se uma queda na dureza sendo associada à dissolução da fase α mesmo na presença de γ_2 e NiAl. Somente a 700°C não se observa elevação na dureza nos primeiros momentos de exposição. Nesta temperatura observam-se valores baixos e perfil estável na dureza mesmo na presença de fases frágeis sugerindo uma dissolução parcial dos precipitados. Para a temperatura de 425°C observa-se logo no início da curva em torno de 10 min de envelhecimento, certa transição no comportamento da com queda seguida de elevação. Este comportamento da dureza está associado à simultaneidade de fenômenos de recristalização e precipitação com predominância deste último. Embora a precipitação continue, o efeito da recristalização sobre as propriedades mecânicas é expressivo neste intervalo de tempo na temperatura considerada. Considerando que a cinética está associada à presença das fases frágeis que favorecem o endurecimento durante envelhecimento. Neste caso, como na liga Cu-Al-Ni, a descontinuidade na cinética de envelhecimento pode ser justificada pela recristalização da matriz simultânea à precipitação das fases γ_2 e NiAl (GAMA, 2003).

Desse modo, na faixa de temperaturas onde ocorrem os efeitos simultâneos de recristalização e precipitação são verificados os maiores valores de dureza devido à intensificação das fases frágeis (GAMA, 2003).

Com o aumento da temperatura do tratamento térmico, ocorre um aumento na porcentagem da fase β a qual, no resfriamento rápido transforma-se em martensita, refletindo

em aumento de dureza e diminuição da trabalhabilidade da liga (VITÓRIO DOS SANTOS, *et al*). A martensita das ligas passíveis do efeito memória de forma é relativamente dúctil, quando comparada com a martensita dos materiais ferrosos clássicos (OTSUKA e WAYMAN, 1998 *apud* M. SILVA, 2007). Isto ocorre devido os átomos solutos, das ligas não ferrosas, ocuparem posições substitucionais na estrutura da liga, ao contrário do que ocorre nas ligas ferrosas, em que os átomos solutos ocupam posições intersticiais (LA CAVA, 2000 *apud* M. SILVA, 2007) e (ASM, 1985).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Algumas propriedades mecânicas de um material, como dureza, resistência mecânica e ductilidade são consequências numa primeira análise do arranjo cristalino e do tipo de célula unitária (VILLARINHO, 2010). Daí, para que seja possível fazer a análise microscópica de uma liga metálica, é necessário submetê-la ao procedimento metalográfico de preparação de corpos de prova.

No caso em questão, ligas de Cu-Al-Be foram obtidas por fusão (em um forno com aquecimento indutivo, aberto a atmosfera ambiente) e foram vazadas em molde de ferro fundido na Universidade Federal da Paraíba (UFPB) nas composições Cu-11,8%Al-0,6%Be-0,1%Cr e Cu-11,8%Al-0,6%Be-0,2%Cr (%peso), apresentando fase austenita na temperatura ambiente.

A obtenção das ligas se deu através de doações para realização do presente trabalho. Os demais procedimentos, descritos a seguir, foram realizados nos laboratórios da Universidade Federal Rural do Semi-Árido (UFERSA).

Primeiro, as ligas foram cortadas numa cortadora metalográfica COR-60 da Arotec nas dimensões 25mmx25mmx12mm (largura x comprimento x altura) e tratadas termicamente num forno tipo mufla 2000F-MRP da GP.

Os tratamentos térmicos foram:

- Homogeneização a 850°C por 12hora;
- Têmpera de 850°C em água a 30°C

Assim, as seguintes amostras foram obtidas:

- a) Amostra 01 – Cu-Al-Be-0,1Cr homogeneizada;
- b) Amostra 02 – Cu-Al-Be-0,2Cr homogeneizada;
- c) Amostra 03 – Cu-Al-Be-0,1Cr temperada;
- d) Amostra 04 – Cu-Al-Be-0,2Cr temperada.

Depois de submetidos aos tratamentos térmicos, os corpos de prova passaram pelo processo de embutimento à frio com resina acrílica e, ao término da cura da resina, a amostra passou pelo procedimento de lixamento, realizado através da Lixadeira/Politriz Aropol 2V, da Arotec.

A sequência de granulometrias das lixas usadas foi: lixas de grana 180, 220, 320, 360, 400, 500, 600, 800, 1000 e 1200, nesta ordem.

Após o lixamento, as amostras foram polidas com o uso de uma solução de alumina com 1 µm na Lixadeira/Politriz Aropol 2V da Arotec.

As amostras polidas foram, então, submetidas ao ataque químico, que foi feito com uma solução de 100 ml de álcool etílico, 10 ml de ácido clorídrico e 5 g de cloreto de ferro.

Com o término do ataque, as amostra foram levadas para a análise microscópica utilizando para esse um microscópio óptico invertido Olympus GX51 com o Software analySIS getIT.

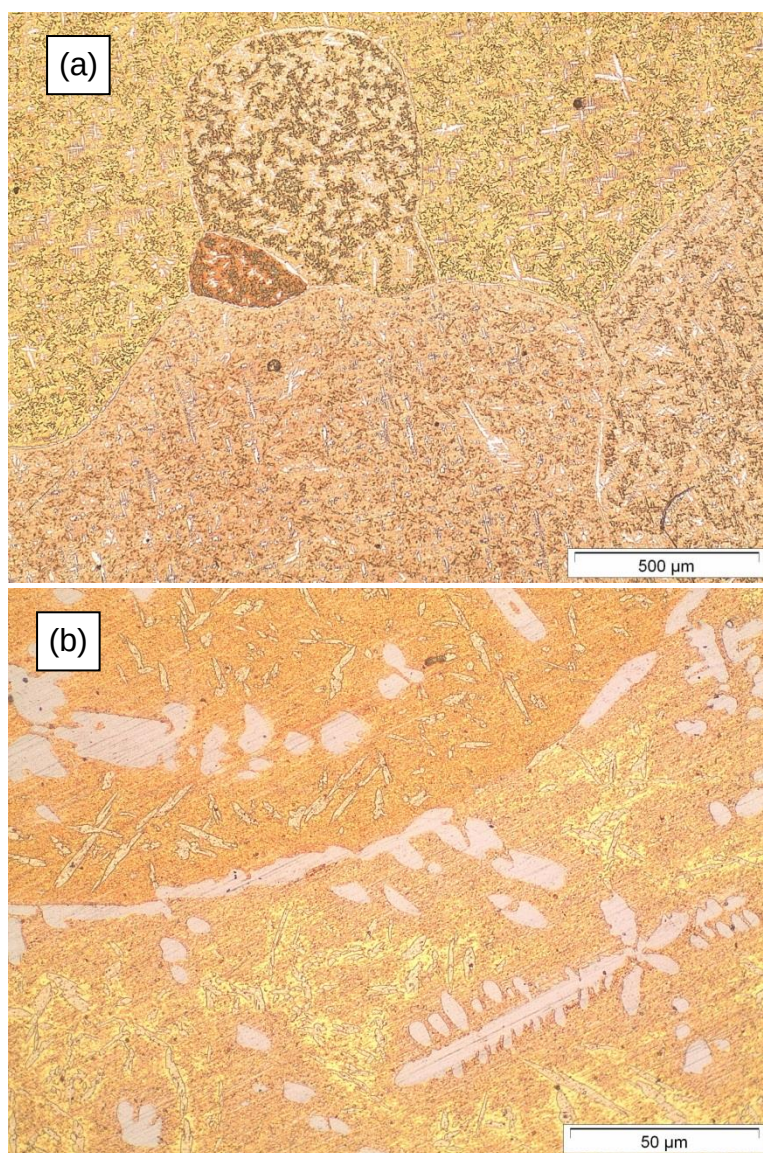
Por fim, as amostras foram submetidas ao ensaio dureza em um Durômetro Rockwell HR-300 da Mitutoyo com penetrador de diamante, onde foram realizadas 25 indentações em cada amostra.

5 DISCUSSÕES E RESULTADOS

5.1 Variação no percentual do elemento refinador

Na Figura 16 pode ser visto a microestrutura das amostras submetidas ao tratamento térmico de homogeneização, onde percebe-se a presença da fase α com dendritas de γ_2 .

Figura 16 - Microscopia óptica de uma liga Cu-Al-Be com 0,1%w. Cr no estado austenítico. Em (a) aumento de 50x e (b) aumento de 500x revelando a microestrutura dendrítica de γ_2 .



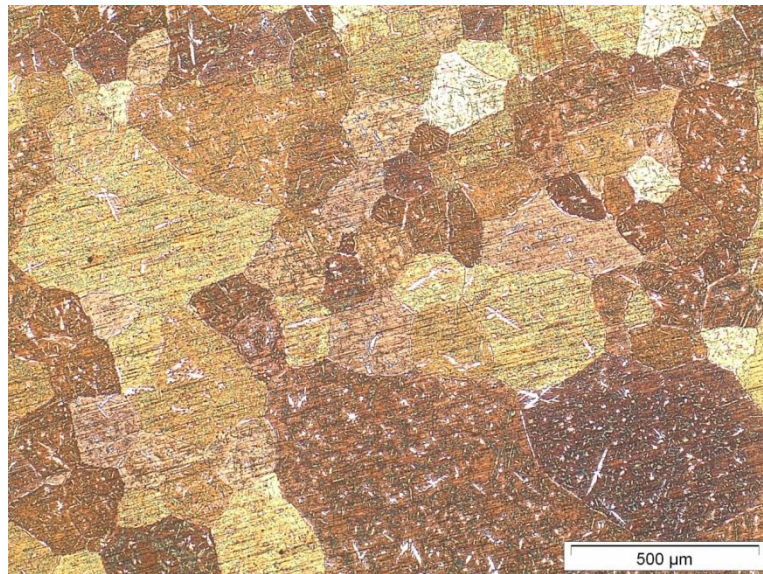
Fonte: Autoria própria, 2014.

Avaliando a fotomicrografia da liga recozida Cu-Al-Be com 0,1%Cr, é evidente a presença da granulometria grosseira no material. Entretanto, percebe-se que houve uma

redução no tamanho de grão comparado aos grãos sem a adição de Cr encontrados na literatura (Figura12).

Já na amostra da liga Cu-Al-Be com 0,2%Cr, percebe-se uma redução muito acentuada no tamanho do grão, conforme mostrado na Figura 17.

Figura 17 - Microscopia óptica de uma liga Cu-Al-Be com 0,2%w. Cr no estado austenítico.



Fonte: Autoria própria, 2014.

Nota-se, portanto, que a adição de pequena quantidade de Cr (0,2%Cr) apresenta uma ação refinadora bastante acentuada, evidenciada por meio da acentuada heterogeneidade dos grãos.

Enquanto isso, as amostras restantes, quando submetidas ao tratamento térmico de têmpera, mantêm a granulometria. Com isso, foi realizado um tratamento térmico de Normalização com aquecimento a 850°C com resfriamento ao ar forçado e, posteriormente, reaquecimento a 850°C e têmpera em água a 30°C.

Esse procedimento tornou possível a obtenção da fase austenita e, além disso, foi possível melhorar a homogeneidade dos grãos, como pode ser visto nas Figuras 18 e 19.

Figura 18 - Microscopia óptica da liga Cu-Al-Be com 0,1%Cr depois de temperada, estado martensítico.



Fonte: Autoria própria, 2014.

Figura 19 - Microscopia óptica da liga Cu-Al-Be com 0,2%Cr depois de temperada, estado martensítico.



Fonte: Áleft Verlanger (2014).

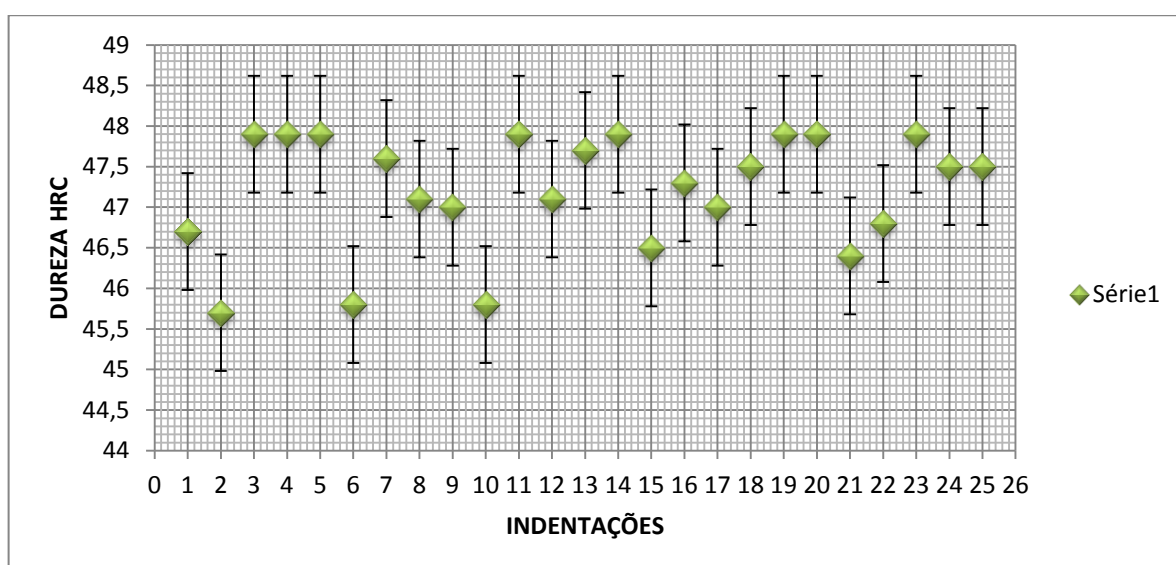
Tais resultados evidenciam que a melhoria de propriedades mecânicas de ligas com memória de forma do sistema Cu-Al-Ni pode ser conseguida através da adição de pequenas quantidades de elementos tais como Ti, Co, Zr, B, Fe ou Cr. Estes elementos produzem precipitados de segunda fase capazes de conter o crescimento do grão em meio aos processos que envolvam aumento de temperatura (SILVA JÚNIOR, 2010).

Desse modo, pôde-se comprovar que o aumento percentual de cromo na liga Cu-Al-Be resultou numa redução do tamanho do grão.

5.2 Influência do tratamento térmico sobre a dureza do material

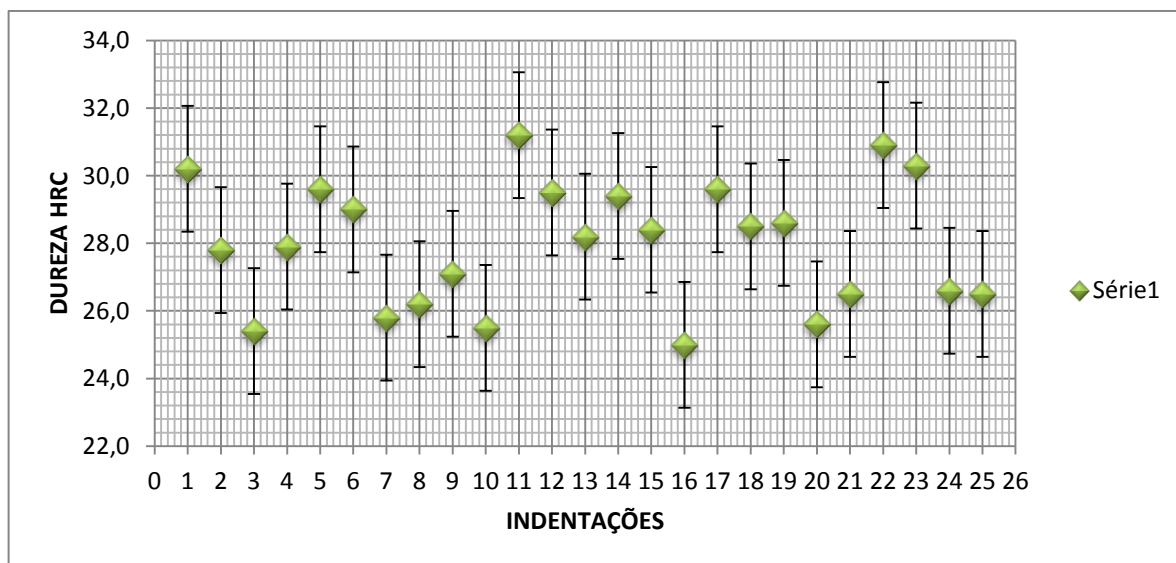
Nas Figuras 20 e 21 são apresentados os dados obtidos no ensaio de dureza da liga Cu-Al-Be com 0,1%Cr após os tratamentos térmicos de homogeneização e têmpera, respectivamente.

Figura 20 – Resultado do ensaio de dureza da liga Cu-Al-Be com 0,1%Cr homogeneizada.



Fonte. Autoria própria, 2017.

Figura 21 - Resultado do ensaio de dureza da liga Cu-Al-Be com 0,1%Cr temperada.

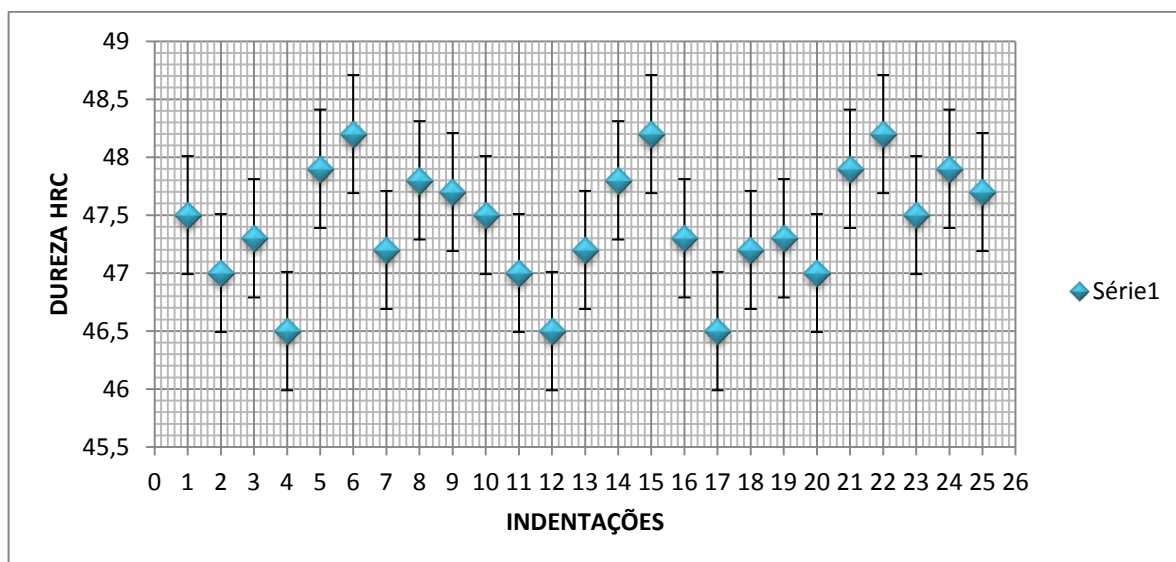


Fonte. Autoria própria, 2017.

A influência do tratamento térmico sobre a dureza das ligas Cu-Al-Be com 0,1%Cr mostrou-se considerável. Na amostra homogeneizada foi obtida, em média, uma dureza de 47,2 HRC com desvio padrão de 0,7193. Em contrapartida, na amostra temperada a dureza média correspondeu a 28,0 HRC com desvio de 1,860. Tais resultados evidenciam uma dureza acentuada provocada pela fase γ_2 , na amostra homogeneizada, e uma dureza reduzida indicativo de um material mais dúctil e tenaz, característica da fase austenita das ligas do sistema CuAl com EFM.

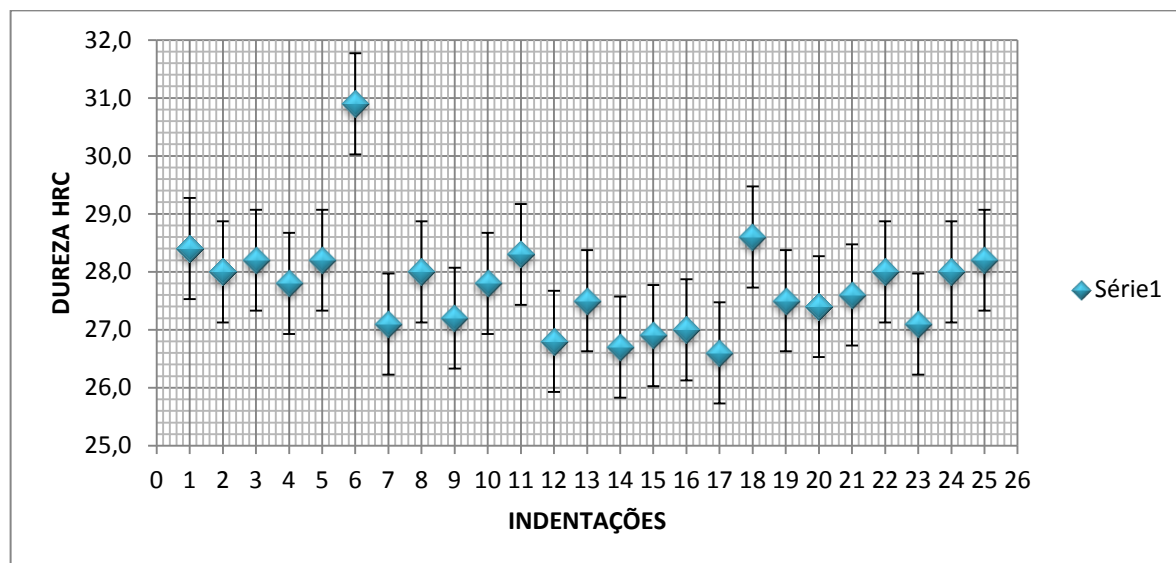
Analogamente, nas Figuras 22 e 23 são apresentados os dados obtidos no ensaio de dureza da liga Cu-Al-Be com 0,2%Cr após os tratamentos térmicos de homogeneização e têmpera, respectivamente.

Figura 22 – Resultado do ensaio de dureza da liga Cu-Al-Be com 0,2%Cr homogeneizada.



Fonte. Autoria própria, 2017.

Figura 23 – Resultado do ensaio de dureza da liga Cu-Al-Be com 0,2%Cr temperada.



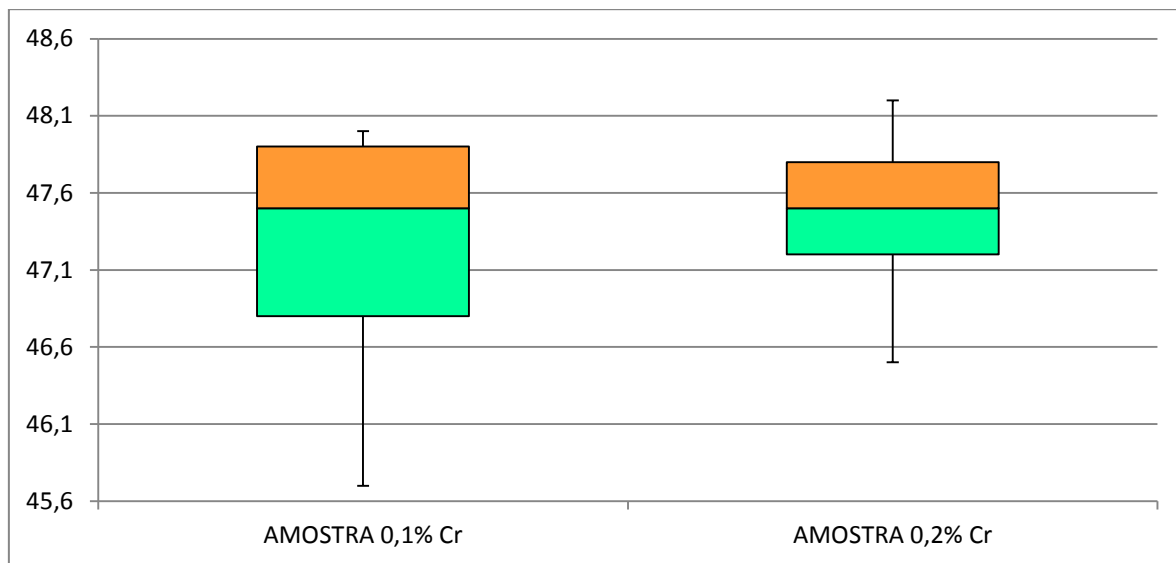
Fonte. Autoria própria, 2017.

Mais uma vez, foi evidenciada a influência que tratamento térmico exerce sobre a dureza das ligas Cu-Al-Be, agora com 0,2%Cr. Pode-se observar novamente a amostra homogeneizada apresenta uma dureza média de 47,5HRC com desvio padrão de 0,5097, e a temperada com dureza média de 27,8 HRC com desvio padrão de 0,872.

A ação refinadora do Cr não modifica o valor médio da dureza quando comparadas as amostras homogeneizadas com 0,1%Cr e 0,2%Cr, assim como, para as amostras temperadas que apresenta uma diferença de menos de 1,0 HRC. No entanto, o que é claro é a redução do desvio padrão indicando que a amostra com 0,2%Cr apresenta uma homogeneidade microestrutural que reflete na homogeneidade das medidas de dureza.

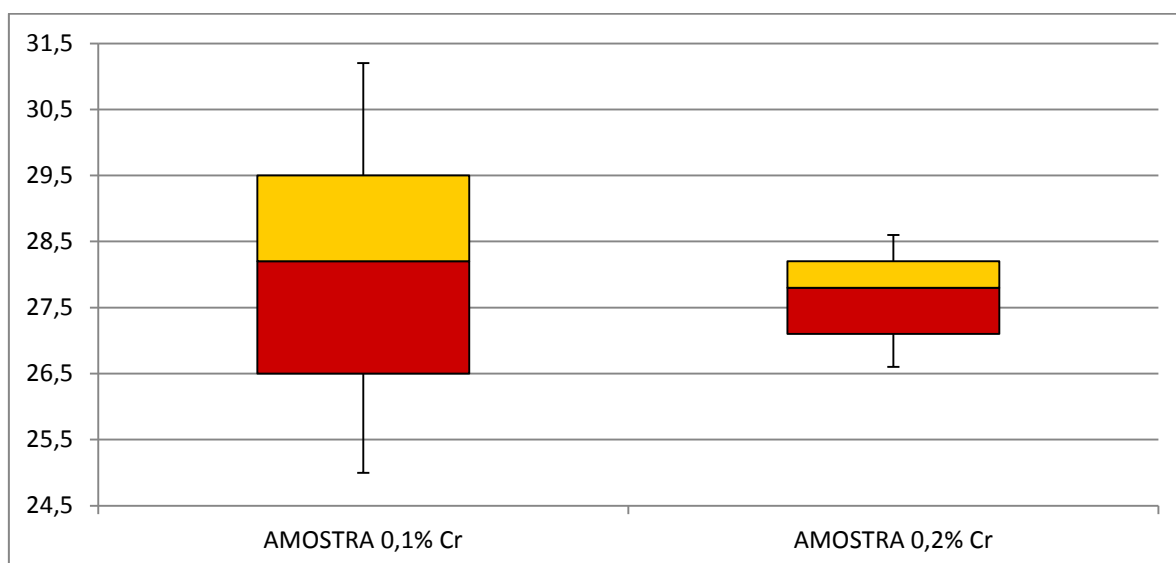
Nas Figuras 24 e 25, são mostradas as dispersões dos valores obtidos nos ensaios de dureza de amostras da liga Cu-Al-Be após serem submetidas aos tratamentos térmicos de homogeneização e têmpera, respectivamente. Através desses diagramas de caixas, pode-se verificar uma menor variabilidade dos dados obtidos no ensaio de dureza das amostras com 0,2% de Cr em relação às amostras com 0,1% de Cr para ambos os tratamentos térmicos, evidenciando mais uma vez que a amostra com 0,2%Cr apresenta uma homogeneidade microestrutural que reflete na homogeneidade das medidas de dureza.

Figura 24 – Dispersão dos valores do ensaio de dureza das ligas do sistema Cu-Al-Be submetidas ao tratamento térmico de homogeneização.



Fonte. Autoria própria, 2017.

Figura 25 – Dispersão dos valores do ensaio de dureza das ligas do sistema Cu-Al-Be submetidas à têmpera.



Fonte. Autoria própria, 2017.

6 CONCLUSÃO

Como esperado houve um refinamento de grãos devido a adição do elemento Cr nas ligas, embora que, as amostras com 0,1%Cr tenham permanecido com um considerável tamanho de grão. Mesmo assim, pela análise microscópica das amostras, se torna perceptível que houve uma redução no tamanho dos grãos das mesmas, ao serem comparadas com a liga Cu-Al-0,6Be sem a adição de Cr, encontrada na literatura. Além disso, a redução no tamanho de grão se torna ainda mais perceptível na liga com maior percentual do elemento cromo adicionado (0,2%Cr), evidenciando, assim, uma ação refinadora ainda mais definida nessa amostra.

Com a realização dos ensaios de dureza nas amostras homogeneizadas, percebeu-se que a adição de cromo não trouxe alterações consideráveis a dureza das amostras. As durezas foram elevadas devido a presença da fase γ_2 , que evidencia uma maior fragilidade nas amostras homogeneizadas. De igual modo, nas amostras temperadas, as durezas das amostras com 0,1%Cr e 0,2%Cr são bem próximas, evidenciando que a presença do cromo não trouxe grande alteração nessa propriedade.

Por fim, pôde-se perceber que o percentual de cromo influencia o grau de homogeneização do material, revelando menores desvios padrão entre as durezas medidas com maior percentual de elemento refinador.

REFERÊNCIAS

ASM - American Society for Metals: “**Metals Handbook, Vol 9 – Metallography and Microstructures**”, ASM, 1985.

CALLISTER, Jr., William D. – **Ciência e Engenharia de Materiais: uma Introdução**. 7ed. trad. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 705p.

CÂNDIDO, G. V. da M., **Efeito da adição de cromo sobre a microestrutura e propriedades termomecânica em ligas CU-AL-BE com efeito memória de forma**. 2010. 67p. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2010.

CASTILHO, Weimar Silva; e SILVA, Edson Paulo da, 2011. Algumas Aplicações Das Ligas Com Memória De Forma *Shape Memory Alloys* – SMA. **Sinergia**, São Paulo, v. 12, n. 1, p. 99-108, jan./abr. 2011.

CHIAVERINI, Vicente. **Tecnologia Mecânica: Volume I – Estrutura e Propriedade dos Materiais**. 2a ed. São Paulo: Makron Books, 1986. 266p.

COZACIUK, I. *et. al.* **Telecurso 2000 Profissionalizante: Ensaio dos Materiais**. São Paulo: Fundação Roberto Marinho, 2000. 202p.

FRANÇA, F. J. C. **Quantificação da deformação residual em uma liga Cu-Al-Be superelástica**. 2009. 95f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal da Paraíba – PB, 2009.

GAMA, J. L. L. **Transformação de fase em ligas de cobre com memória de forma**. 2003. 124f. Tese (Pós-graduação em Tecnologias Energéticas e Nucleares) – Departamento de Energia Nuclear, Universidade Federal de Pernambuco – PE, 2003.

GARCIA, Amauri. **Ensaio dos materiais**. 2ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012. 365p.

GONZALES, C. H., 2002. **Etude des comportements electro-théromécaniques et de la stabilisation matensitique d’alliages monocristalins à memorie de forme base cuive**. Tese de Doutorado, pp. 178, L’Institut National Dês Sciences Appliquees de Lyon, França.

M. SILVA *et. al.*, 2007. **Influência do Reprocessamento por Plasma nas Propriedades de uma Liga Cu-Al-Ni com Memória de Forma**. Revista Eletrônica de Materiais e Processos. Campina Grande, v.2, p. 18-26. 2007

NAVA, Marcelo. **Estudo das cinéticas de recristalização e crescimento de grãos de ligas com efeito memória de forma**. 2013. 92f. Dissertação (Mestrado em Integridade de Materiais em Engenharia) – Universidade de Brasília, Brasília, 2013.

INSTITUTO URUGUAYO DE NORMAS TECNICAS. NM ISO 6508/2008: Materiais metálicos - Ensaio de dureza Rockwell - Parte 1: Método de ensaio (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T). Montevideo: AMN, 2008.

OLIVEIRA, D. F. **Determinação das propriedades termomecânicas de ligas Cu-Al-Ni e Cu-Al-Be com efeito memória de forma para utilização como atuadores mecânicos.** 2009. 48f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal da Paraíba – PB, 2009.

ORTIN e DELAEY, L., 2002. **Hysteresis in Shape-Memory Alloys**, International Journal of Non-Linear Mechanics 37, pp 1275-1281.

OTSUKA K. & WAYMAN C.M., 1998. **“Shape Memory Materials”**, Ed. Cambridge University Press.

PENG, H. Y., YU, Y. D., LI, D. X., 1997. **“High resolution electron microscopy studies of martensite around α_2 precipitates in a Cu-Al-Ni-Mn-Ti shape memory alloy”**. *Acta Metallurgica Inc.* Vol. 45. No. 12, pp. 5153-5161.

ROMANO, Roberto; TANNURI, Eduardo Aoun. **Modelagem e validação experimental de um atuador baseado em liga de memória de forma.** <http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S010317592008000100003>. Acesso em: 04 jan. 2015.

SANTOS, C. N. dos, 2008. **“Aspectos cristalográficos da transformação martensítica de uma liga Fe-27%Ni/ Cláudia Nazaré dos Santos”**. 120 p. Tese (Doutorado em Ciência dos Materiais), Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro.

SILVA JÚNIOR, M. Q. **Estudo da liga Cu-11,8Al-xBe-0,3Ti (x = 0,5; 0,6; 0,7) processadas termomecanicamente.** 2010. 99f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal da Paraíba – PB, 2010.

SHACKELFORD, James F. **Introdução à ciência dos materiais para engenheiro.** 6ed. rev. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2008. 546p.

SHIMIZU e TADAKI, 1987. **Shape memory effect mechanism. In Shape memory alloys.** Funakubo, H. Gordon and Brech Science Publishers, London, p.1-60.

VELOSO, A. C. **Propriedades e microestrutura de ligas Cu-Al-Ni passíveis do efeito memória de forma com adição de Nb e V.** 2007. 155f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal da Paraíba – PB, 2007.

VILLARINHO, D. J. **Caracterização de uma liga NiTi visando confecção e aplicação como material biomédico em órtese Grampo de Judet.** 2010. 125p. Dissertação (Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.

VITÓRIO DOS SANTOS, Adriana; KOLOSOSKI, Jorge; FILHO, Francisco Ambrozio. **Tratamento termomecânico na liga Cu-Zn-Al.** Disponível em: <<http://fei.edu.br/70anos/simposio/trabalhos/Materiais/Tratamento%20Termomec%C3%A2nico%20na%20Liga%20Cu-Zn-Al.pdf>> Acesso em: 20 jan. 2015.