



UFPB - UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE TECNOLOGIA
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA

DÁUBERSON DA NÓBREGA BATISTA AZEVÊDO

**OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE LIGAS Cu-Al-Be-Fe PARA
APLICAÇÕES RELACIONADAS À MEMÓRIA DE FORMA**

JOÃO PESSOA-PB

2019

DÁUBERSON DA NÓBREGA BATISTA AZEVÊDO

**OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE LIGAS Cu-Al-Be-Fe PARA
APLICAÇÕES RELACIONADAS À MEMÓRIA DE FORMA**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial para a obtenção do título de Engenheiro Mecânico, pelo curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba- UFPB.

Orientador: Dannel Ferreira de Oliveira

JOÃO PESSOA-PB

2019

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

A994o Azevedo, Dauberson da Nobrega Batista.

Obtenção e caracterização de ligas Cu-Al-Be-Fe para aplicações relacionadas à memória de forma / Dauberson da Nobrega Batista Azevedo. - João Pessoa, 2019.
45 f. : il.

Orientação: Danniel Ferreira de Oliveira.
Monografia (Graduação) - UFPB/CT.

1. memória de forma, inoculante, tratamento térmico. I. Oliveira, Danniel Ferreira de. II. Título.

UFPB/BC

DÁUBERSON DA NÓBREGA BATISTA AZEVÊDO

**OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE LIGAS Cu-Al-Be-Fe PARA
APLICAÇÕES RELACIONADAS À MEMÓRIA DE FORMA**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial para a obtenção do título de Engenheiro Mecânico, pelo curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba- UFPB, apreciado pela banca examinadora composta pelos seguintes membros:

Aprovado em: ____/____/____

COMISSÃO EXAMINADORA

Prof. Dr. Dannel Ferreira de Oliveira,
Universidade Federal da Paraíba
(Orientador)

Prof. Dr. Rafael Evaristo Caluete,
Universidade Federal da Paraíba
(Examinador interno)

Eng.º Luiz Henrique de Carvalho Filho
Universidade Federal da Paraíba
(Examinador externo)

Dedico este trabalho com todo o amor e carinho à
minha mãe, Josélia da Nóbrega (*in memoriam*).

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, que me deu resiliência para administrar os mais diversos tipos de dificuldades durante a graduação e na vida.

Ao Professor doutor Dannel Ferreira de Oliveira, pela disponibilidade na orientação, esclarecimentos de dúvidas e sua paciência na espera da conclusão deste trabalho.

À coordenação de engenharia mecânica, pelo auxílio no processo de dilatação de integralização curricular para concluir a graduação.

À toda minha família, em especial ao meu pai, José, que acreditou no meu potencial e, dentro das condições que tinha, me ajudou de todas as formas possíveis; e ao meu irmão, Jessé, que me acolheu e cuidou durante um longo período de tribulações pessoais e no curso.

Agradecimento especial à minha querida esposa Izabele, que me impulsionou até a conclusão do curso, me auxiliando e incentivando, inclusive na elaboração deste trabalho e não me deixou desistir nos momentos de desânimo e dúvida.

Por fim, a todos aqueles que tive a sorte de conhecer por meio desta universidade, e que contribuíram direta ou indiretamente nessa trajetória, dando apoio técnico, passando conhecimento, ou mesmo proferindo uma palavra de gentileza, que fez dias ruins ficarem mais suportáveis.

RESUMO

No presente trabalho foi realizado um estudo da influência dos precipitados de Fe nas propriedades termomecânicas das ligas Cu-Al-Be-Fe, com efeito de memória de forma. Objetivou-se a elaboração de ligas $(87,6-X)\text{Cu}-11,8\text{Al}-0,6\text{Be}-X\text{Fe}$; para avaliação da viabilidade do Fe como inoculante, quanto ao refino do grão; a influência dos precipitados de Fe nas propriedades termomecânicas da liga; determinação das temperaturas de transformação via DSC; e determinação das propriedades termomecânicas através de ensaios de tração. As ligas foram elaboradas sob atmosfera ambiente, variando o percentual de Ferro e usando Cobre para balancear. Também foram feitos tratamentos térmicos em diferentes temperaturas, com objetivo de avaliar o comportamento da nucleação quanto ao tamanho do grão, e diferenças em suas respectivas propriedades mecânicas. Com base nos resultados obtidos, observou-se que, quanto mais alto o percentual de Ferro, menor era o tamanho do grão encontrado, no entanto, à partir de um acréscimo de 2% não havia alteração. Os tratamentos térmicos realizados na liga conveniente (2,5% Fe), mostraram que a liga temperada à 750 °C manteve o mesmo tamanho de grão que a liga temperada à 850°C, enquanto que os grânulos da liga temperada à 950 °C tiveram um aumento de proporção. O ensaio de calorimetria não pode ser realizado em sua totalidade, mas os dados obtidos foram elucidados em forma de gráfico, e servirão como parâmetro de ajuste para a execução no futuro. O ensaio de tração da liga Cu-11,8Al-0,6Be-2,5Fe foi realizado com sucesso, e os valores obtidos já podem ser usados para estudos posteriores.

PALAVRAS CHAVE: Efeito de memória de forma. Inoculante. Tratamento térmico. Tamanho de grão.

ABSTRACT

In the present work a study of the influence of the Fe precipitates on the thermomechanical properties of Cu-Al-Be-Fe alloys was carried out, with shape memory effect. The aim of this work was the preparation of alloys (87,6-X) Cu-11,8Al-0,6Be-XFe; to evaluate the viability of Fe as an inoculant, in relation to grain refining; the influence of the Fe precipitates on the thermo-mechanical properties of the alloy; determination of transformation temperatures via DSC; and determination of thermomechanical properties by tensile tests. The alloys were prepared under ambient atmosphere, varying the percentage of Iron and using Copper to balance. Thermal treatments were also carried out at different temperatures, with the objective of evaluating the nucleation behavior regarding grain size and differences in their respective mechanical properties. Based on the results obtained, it was observed that the higher the Iron percentage, the smaller the grain size found, however, from an increase of 2% there was no change. The heat treatments performed in the convenient alloy (2.5% Fe) showed that the alloy annealed at 750 ° C maintained the same grain size as the annealed alloy at 850 ° C, while the alloy granules at 950 ° C had an increase of proportion. The calorimetry assay can not be performed in its entirety, but the data obtained were elucidated as a graph and will serve as an adjustment parameter for future performance. The Cu-11.8Al-0.6Be-2.5Fe alloy tensile test was performed successfully, and the values obtained can already be used for further studies.

KEY WORDS: Shape memory effect. Inoculant. Heat treatment. Grain size.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1: Diagrama de solubilidade para sistemas FeCu.....	17
FIGURA 2: Ciclo do efeito de memória de forma simples	17
FIGURA 3: Histerese de transformação (T_1), e os respectivos pontos no ciclo da transformação martensítica (M_S , M_F , A_S e A_F)	18
FIGURA 4: Representação esquemática das regiões do EMF e do EPE, em função da tensão e temperatura	20
FIGURA 5: Representação esquemática do fenômeno de contração que gera o vazio: “rechupagem”	21
FIGURA 6: Microscópio de luz refletida Axiotech 30 da Carl Zeiss.....	25
FIGURA 7: Corpo de prova proposto adaptado a partir da NBR 6152/92 (MB-4).....	26
FIGURA 8: Molde retangular	27
FIGURA 9: Eletrocortadora à fio Electrocut AR1300.....	28
FIGURA 10: Porções dos lingotes obtidos em molde cilíndrico. Liga com 0,5% Fe e 1% Fe	29
FIGURA 11: Liga com 0,5% Fe bruta de fusão	29
FIGURA 12: Liga com 1% Fe bruta de fusão	29
FIGURA 13: Liga com 2 % Fe bruta de fusão	30
FIGURA 14: Liga com 2,5% Fe bruta de fusão	30
FIGURA 15: Liga com 0,5% Fe tratada termicamente	30
FIGURA 16: Liga com 1% Fe tratada termicamente	30
FIGURA 17: Liga com 2 % Fe tratada termicamente	30
FIGURA 18: Liga com 2,5 % Fe tratada termicamente	30
FIGURA 19: Liga com 0,5% Fe com ataque químico	31
FIGURA 20: Liga com 1% Fe com ataque químico	31
FIGURA 21: Liga com 2% Fe com ataque químico	31
FIGURA 22: Liga com 2,5% Fe com ataque químico	31

FIGURA 23: Metalografia da liga com Fe à 2,5% temperada à 750°C	32
FIGURA 24: Metalografia da liga com Fe à 2,5% temperada à 950°C	32
FIGURA 25: Termograma da liga Cu-11,8Al-0,6Be-2,5Fe (% em massa) temperada à 750°C	34
FIGURA 26: Termogramas das amostras que não exibiram transformação austenítica.	34
FIGURA 27: Preparação do cobre para fundição, à esquerda o material ainda com camada óxida, e à direita o material limpo	35
FIGURA 28: Comparação entre o tamanho dos fragmentos do alumínio e do cobre usados na fundição	35
FIGURA 29: Curva típica TENSÃO X DEFORMAÇÃO para liga 0,851Cu-0,118Al-0,006Be-0,025Fe (% em peso) temperada à 850°C em água à temperatura ambiente	36

LISTA DE SIGLAS, ABREVIACOES E SÍMBOLOS

ABNT – Associação brasileira de normas técnicas

Af – Fim da transformação austenítica

Al – Alumínio

As – Incio da transformação austenítica

Be – Berílio

CCC – Cúbica de corpo centrado

CFC – Cúbica de face centrada

CP – Corpo de prova

Cr – Cromo

Cu – Cobre

CuAlBe – Cobre, Alumínio e Berílio

DSC – Differential Scanning Calorimetry

EMF – Efeito de Memória de Forma

EMFR - Efeito de Memória de Forma Reversível

EPE – Efeito pseudoelstico

Fe – Ferro

Gpa – Giga pascal

HC – Hexagonal Compacta

KN – KiloNewton

LMF – Liga com Memória de Forma

Md – Menor temperatura, acima de Mf, em que  possível induzir a transformação martensítica via tensão.

Mf – Fim da transformação martensítica

mg – Miligrama

Min – Minuto

MPa – MegaPascal

Ms – Incio da transformação martensítica

Nb – Nióbio

NBR – Norma brasileira

Ni – Níquel

SE – Superelasticidade

SME – Shape Memory Effect Cycling

SIMT – Stress Induced Martensite Training

°C – Graus Celsius

€ – Módulo de elasticidade

(T) – Temperatura

(Ti) – Titânio

σ – Limite de resistência

(U) – Energia de deformação

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ξ_T – Deformação em Af < T < Mf

β'1 – Fase martensítica meta estável

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
2 REFERENCIAL TEÓRICO	15
2.1 COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO E TRANSFORMAÇÕES DE FASE..	17
2.1.1 Efeito memória de forma simples	17
2.1.2 Efeito de memória de forma reversível (Two Ways)	18
2.1.3 Pseudoelasticidade	19
2.2 CUIDADOS NA FUNDIÇÃO DE LIGAS	20
2.3 SELEÇÃO DA LIGA E TEMPERATURAS PARA TRATAMENTO TÉRMICO...	22
3 MATERIAIS E MÉTODOS	24
3.1 ELABORAÇÃO DAS LIGAS PARA MICROSCOPIA ÓPTICA	24
3.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS DAS LIGAS PARA MICROSCOPIA	25
3.3 CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS POR MICROSCOPIA ÓPTICA	25
3.4 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE DAS LIGAS POR CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA.....	25
3.5 OBTENÇÃO DE CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO.....	26
3.6 OBTENÇÃO DE CORPOS DE PROVA PARA REALIZAÇÃO DE ENSAIO DE CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)	27
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	29
4.1 ELABORAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS POR MICROSCOPIA ÓPTICA	29
4.2 ENSAIO DE CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)	33
4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	35
5 CONCLUSÃO	38
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	39
REFERÊNCIAS	40

1 INTRODUÇÃO

Nas indústrias, o valor das tubulações representa, em média, de 20 a 25% do custo total da instalação industrial (RAMOS, 2018). De acordo com Telles (1997), todas têm redes de tubulação de maior ou menor importância e essas redes são essenciais para o funcionamento da usina. A relevância aumenta nas indústrias de processo, nas quais as tubulações são o elemento físico de ligação entre os equipamentos.

Tubos de aço são componentes usualmente unidos através de operações de soldagem (FERREIRA et al. 2016). Quando há a união de metais por processos de soldagem, ocorre o aquecimento e, conseqüentemente, a fusão localizada destes materiais, seguido por um rápido resfriamento sob condições de restrição imposta pela geometria da junta. Como resultado, a microestrutura original e as propriedades do metal na região próxima do metal de solda são modificadas. Esta parte transformada do metal de base, que não chega a ser fundida, é usualmente conhecida como Zona Termicamente Afetada (ZTA) (SILVA, 2010). O endurecimento da ZTA é um sério problema nos aços microligados, pois é prejudicial às propriedades de ductilidade e tenacidade da junta soldada (LIMA, 2011).

Cada sistema de dutos deve apresentar bons níveis de tenacidade, com a preocupação da redução do risco de nucleação e propagação de trincas (PEREIRA, 2012). Uma solução atraente, capaz de contornar estes problemas seria a união de tubos através de luvas sem o processo de soldagem. Este procedimento só será viável, entretanto, com emprego de materiais passíveis do efeito memória de forma na confecção das luvas (SOUZA, 2007).

As ligas Cu-Al-Be com efeito de memória de forma despertam grande interesse de estudo por se apresentarem como uma alternativa economicamente vantajosa sobre ligas Ni-Ti (CÂNDIDO, 2010). As propriedades mecânicas das ligas Cu-Al-Be podem ser melhoradas com a adição de elementos refinadores de grãos. Estes elementos aumentam a resistência destas ligas à tração e ruptura; melhores serão as propriedades mecânicas quanto menores forem os grãos (ALVES et al. 2016). Para Baldam & Vieira (2014), o ferro é um inoculante com eficiência moderada para as ligas à base de cobre.

De acordo com Albuquerque (2010), os elementos refinadores nióbio (Nb) e níquel (Ni) influenciam sobre as propriedades mecânicas com um comprovado aumento de sua tensão de ruptura e alongação, melhorando sua ductilidade/flexibilidade. A estrutura cristalina do níquel é CFC, com valência 2+ (CALLISTER, 2000). Segundo Caram (2006), o ferro, que possui a mesma valência, apresenta arranjos CCC e CFC na faixa de temperatura que vai da temperatura ambiente até sua temperatura de fusão.

Ao consultar trabalhos realizados com ligas Cu-Al-Be, a exemplo de Albuquerque (2010), que preparou suas ligas usando nióbio e níquel como inoculante, e Cândido (2010) que usava cromo, nota-se que a homogeneização e têmpera das ligas se deu à 850 °C. Conferindo o gráfico de solubilidade do sistema Ferro-Cobre no ASM Handbook (1973), observa-se que para pequenos percentuais de ferro na liga, a solubilidade na faixa de temperatura entre 950°C e 750°C ainda é possível.

Sabido da capacidade do ferro como inoculante em ligas à base de cobre, da solubilidade do ferro no cobre para pequenos acréscimos na faixa de temperatura comum aos tratamentos térmicos de LMF's à base de cobre, em virtude das paridades entre o ferro e o níquel, e sabendo do potencial do níquel como elemento refinador de grão em ligas de memória de forma Cu-Al-Be, observou-se a importância de averiguar a influência do ferro nas propriedades mecânicas das ligas com memória de forma.

O presente trabalho teve como objetivo investigar o efeito de diferentes proporções desse inoculante na ligas Cu-Al-Be, expondo-as a tratamentos térmicos e posteriormente registrar o tamanho dos grãos obtidos para os diferentes tratamentos térmicos realizados, as temperaturas de transformação de fase e o módulo de resistência.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

As indústrias têm buscado cada vez mais elementos e materiais capazes de reduzir custos, otimizar operações e diminuir o impacto ambiental. Essas melhorias vêm acontecendo por meio da miniaturização, com respostas mais rápidas a comandos, e um maior rendimento energético. As Ligas com Memória de Forma apresentam uma larga faixa de aplicações potenciais em razão de suas propriedades termomecânicas. Essas ligas vêm sendo muito utilizadas na indústria aeronáutica, na robótica, na área de biomedicina, e também em dispositivos autorreguláveis para torres de transmissão de energia (MONTEIRO, 2012).

Quando um material aparentemente deformado plasticamente recupera total ou parcialmente sua forma se exposto à uma temperatura adequada diz-se que este material possui memória de forma (REIS, 2001).

O processo que torna possível uma liga metálica adquirir o efeito memória de forma é chamado de transformação martensítica, ou melhor, transformação volumétrica de natureza cisalhante, que ocorre pelo movimento cooperativo de átomos de forma adifusional, ou seja, não há movimentação de átomos a longos espaçamentos e variação na composição química, quando o material é resfriado ou deformado. (REED-HILL & ABBASCHIAN apud AZEVEDO, 2011).

Tenório et al. (2015), diz que a morfologia observada em ligas eutéticas é decorrente da nucleação e do crescimento das fases. Portanto, os fatores que influenciam a nucleação e o crescimento (gradiente térmico na fase líquida; velocidade de crescimento das fases sólidas; presença de impurezas na liga) determinam as microestruturas resultantes. Essas microestruturas, segundo França (2009), caracterizam-se por suas propriedades termoelásticas: Efeito Memória de Forma (EMF), Efeito Memória de Forma Reversível (EMFR) e a Pseudoelasticidade, que envolve a superelasticidade da liga e um alto grau de amortecimento.

O comportamento superelástico está associado com uma grande deformação não-linear recuperável, após o carregamento e descarregamento, onde uma crescente tensão aplicada à austenita gradualmente induz à uma tensão considerável, e assim ocorre a transformação em martensita associada. Quando a força é removida, a transformação martensítica reversa ocorre, e o material recupera a forma original. Além disso, em ambos os efeitos, a dissipação de energia (amortecimento) é observada durante os ciclos de carga-descarga (MONTECINOS; CUNIBERTI, 2006).

As transformações martensíticas distinguem-se das maclações, pelo fato de que nestas não há mudança de fase, mas reorientação atômica volumétrica da mesma fase, produzindo

deformação plástica que, como tal, é determinada pela aplicação de tensão. Em ambos os casos, cada volume realinhado do material sofre uma mudança de forma que distorce a matriz circunvizinha (REED-HILL & ABBASCHIAN apud AZEVEDO, 2011).

As maclas são resultantes de deslocamentos atômicos produzidos por tensões de cisalhamento (maclas de deformação) ou durante tratamento térmico (maclas de recozimento). A formação de maclas (maclação) ocorre em planos cristalográficos definidos e direções cristalográficas específicas, que são dependentes da estrutura cristalina. Maclas de recozimento ocorrem em metais com estrutura CFC e maclas de deformação ou mecânicas são observáveis em metais CCC e HC (MORA, 2010).

Segundo Oliveira (2009), caso não haja difusão atômica, as mudanças na estrutura cristalina ocorrem sem o movimento de átomos a longas distâncias, logo, não há mudanças na composição química, e assim a concentração dos elementos na fase martensítica é igual à concentração na fase austenítica. A cinética bem como morfologia da fase formada, são determinadas pela energia de deformação.

Mascia (2017), diz que a energia de deformação (U) é o trabalho interno realizado em um corpo sob ação externa dado pelo produto das forças pelos deslocamentos internos. Nos corpos sólidos deformáveis, tensões multiplicadas por suas respectivas áreas são forças, e deslocamentos (deformações associadas a um elemento) são distâncias.

De acordo com Caram (2006), o ferro apresenta estrutura cristalina CCC (ferro α) entre -273° C e 912 ° C, e CFC entre 912° C e 1539°C (ferro γ). Entre 768 °C e 912°C, o ferro deixa de ser magnético e passa a ser chamado de ferro β .

Atkinson (2002), afirma que em ligas com quantidades de ferro superiores a 3,5%, percentuais consideráveis de cobre diminuem sua solubilidade, mostrando indícios de segregação de ferro na estrutura e podendo aparecer pontos de oxidação.

Ao consultar o ASW Handbook (1973), constata-se que o ferro, na temperatura da fase β , para baixas porcentagens, ainda apresenta considerável solubilidade na matriz de cobre. É nessa faixa de temperaturas que serão realizados tratamentos térmicos para testar o ferro como inoculante das LMF. Tal comportamento pode ser observado na figura 1.

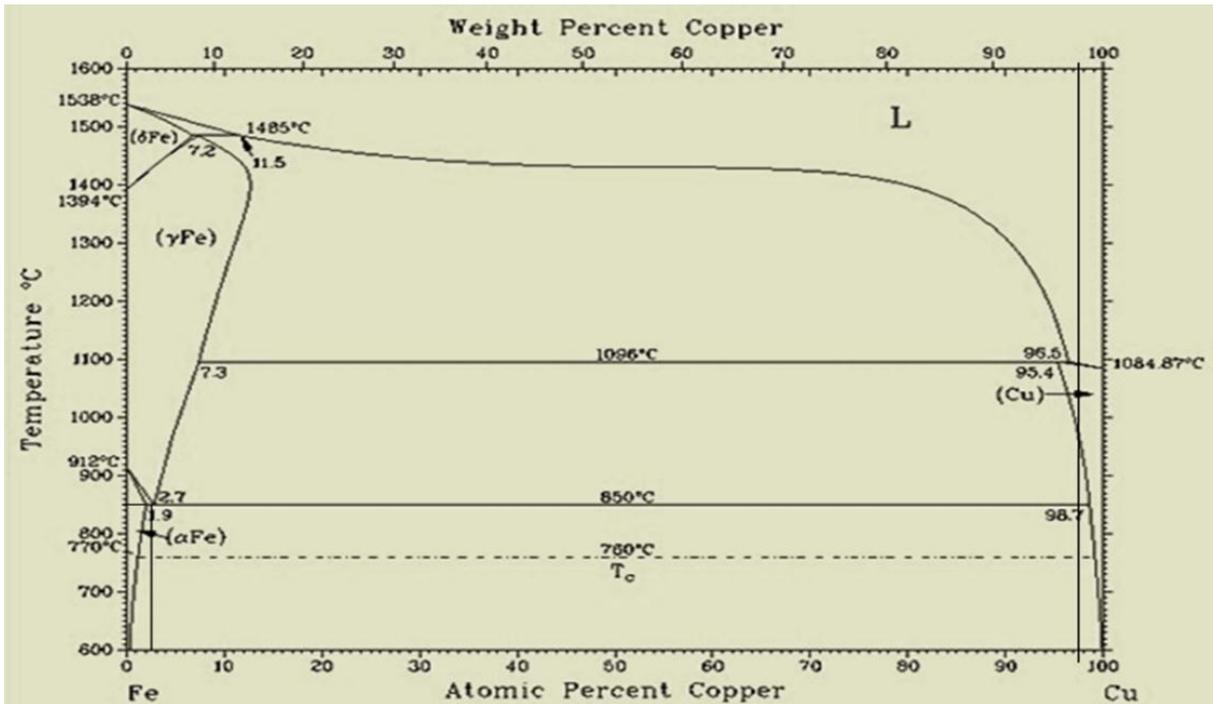


FIGURA 1: Diagrama de solubilidade para sistemas FeCu. Fonte: ASW Handbook (1973).

2.1 COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO E TRANSFORMAÇÕES DE FASE

2.1.1 Efeito memória de forma simples

A figura 2, ilustra o efeito de memória de forma simples citado por Rocha et. al. (2013); nela, a amostra de LMF à temperatura (T) ambiente estão geralmente na sua fase “martensítica” (b) e estando menor que M_f , são facilmente deformáveis. Quando lhes é aplicada uma força, elas adquirem uma nova forma (c). Ao serem aquecidas, estas ligas passam para a sua fase “austenítica” recuperando a forma original (a). Se arrefecê-la, retorna à martensita, modificando de novo a sua estrutura cristalina, mas sem se alterar a sua forma macroscópica.

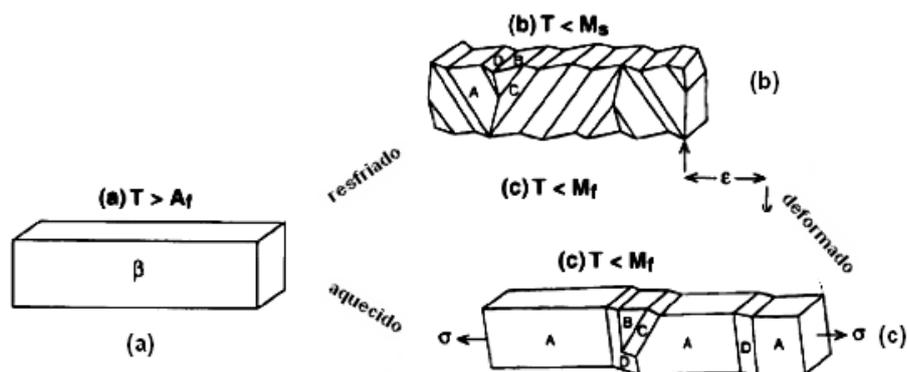


FIGURA 2: Ciclo do efeito de memória de forma simples. Fonte: FERNANDES apud OLIVEIRA (2009).

A transformação da martensita é realizada por auto-acomodação das variantes macladas entre si, de modo a minimizarem a mudança de forma. A reorientação das variantes martensíticas é viabilizada pelo meio tensões, observando-se deslocamento nas fronteiras martensita/martensita (OLIVEIRA, 2009).

2.1.2 Efeito de memória de forma reversível (*Two Ways*)

É possível, através tratamentos termomecânicos, produzir objetos com memória dupla, que possuem uma forma distinta em ambas as fases (ROCHA et. al; 2013). Existem dois processos de treinamento para ligas com memória de forma, denominados ciclos de SME (*Shape Memory Effect Cycling*) e treinamento através de ciclos pseudoelásticos (*Stress-Induced Martensite Training – SIMT*) (PAIVA, 2004). Oliveira (2009), destaca quatro pontos no gráfico de temperatura vs comprimento (deformação), evidenciados na figura 3:

- Durante o aquecimento:
 - As: Representa o início da transformação austenítica;
 - Af: Fim da transformação austenítica.
- Durante o resfriamento:
 - Ms: Representa o início da transformação martensítica;
 - Mf: Fim da transformação martensítica.

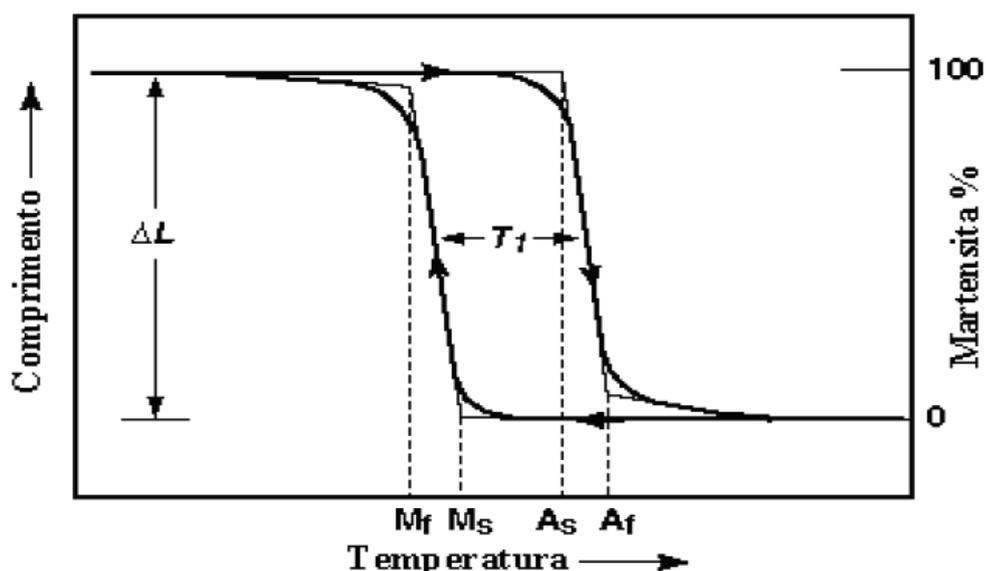


FIGURA 3: Histerese de transformação (T_1), e os respectivos pontos no ciclo da transformação martensítica (M_s , M_f , A_s e A_f). Fonte: FRANÇA (2009).

O processo de ciclos de SME é baseado no processo de plastificação da martensita após o processo de reorientação e consiste na aplicação de um carregamento até que o limite de escoamento da fase produto seja superado para temperatura constante e $T < M_F$. Por outro lado, o processo de treinamento SIMT é obtido a partir do fenômeno de pseudoelasticidade (para $T > A_F$) e também consiste em carregar o material acima do limite de escoamento da fase produto. Os dois processos de treinamento pressupõem deformações plásticas consideráveis (PAIVA, 2004).

Um material dotado do efeito memória de forma e educado para apresentar o efeito memória de forma reversível apresentará em uma temperatura $T > A_f$ uma deformação ξ_T , enquanto que em uma temperatura $T < M_F$ uma deformação nula (OLIVEIRA, 2009).

2.1.3. Pseudoelasticidade

A pseudoelasticidade ocorre quando uma amostra deformada encontra-se acima do limite elástico, e quando cessado o descarregamento, o material volta à sua forma original à uma temperatura constante. O efeito pode ser de superelasticidade ou de comportamento tipo borracha (GONZALEZ apud FRANÇA, 2009).

A superelasticidade (SE) é uma propriedade acoplada ao EMF, ou seja, as LMF apresentam ambos os efeitos. É caracterizada por não necessitar da alteração da temperatura da LMF para que as transformações de fase ocorram e conseqüentemente a recuperação de forma (FUNAKUBO et al. apud COURA, 2016).

Se o material estiver acima da transformação A_f , a martensita pode ser induzida por tensão e o material deforma-se imediatamente com tensão constante e deformação crescente. Na fase de descarregamento o material volta à fase austenita a uma tensão mais baixa, recuperando sua forma original, apenas pela redução de tensão, neste efeito o material apresenta uma grande elasticidade, que é conhecido como efeito superelástico. O comportamento tipo borracha, “*rubberlike*”, ocorre quando a liga encontra-se envelhecida na fase martensítica e flexionada isotermicamente. Retirando-se a tensão externa, o material retorna à sua fase inicial (ARAÚJO FILHO apud FRANÇA, 2009).

De acordo com Sashihara (2007), essa dobra isotérmica da martensita, acontece por meio do movimento dos contornos de macla ou dos grãos martensíticos, de modo à não ocorrer uma transformação reversa. Na figura 4, tanto o efeito memória de forma superelástico, quanto o “*rubberlike*” podem ser observados em uma mesma amostra dentro da faixa intermediária que compreende M_f e A_f , competindo entre si para poder ocorrer parcialmente. O grau de

ocorrência de cada um depende do tratamento térmico que a liga recebeu, da estrutura inicial da amostra e da condição termica sofrida.

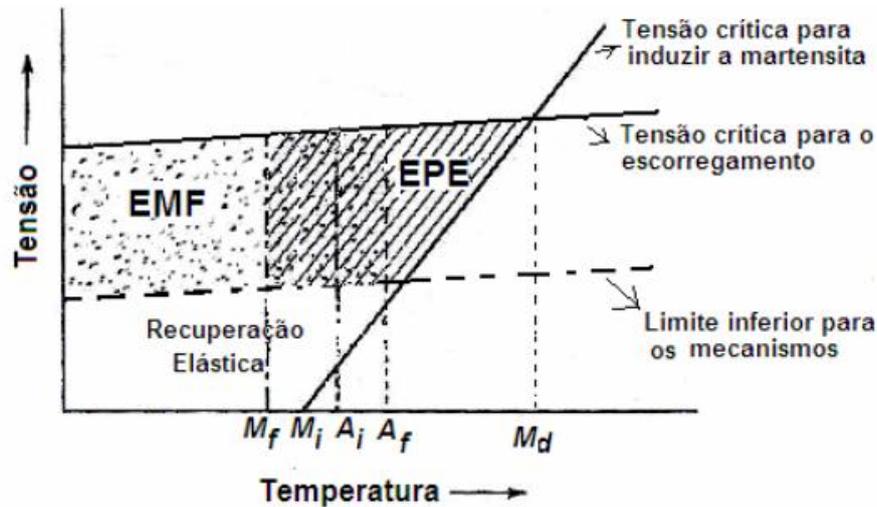


FIGURA 4: Representação esquemática das regiões do EMF e do EPE, em função da tensão e temperatura.
Fonte: SASHIHARA, 2007.

2.2 CUIDADOS NA FUNDIÇÃO DE LIGAS

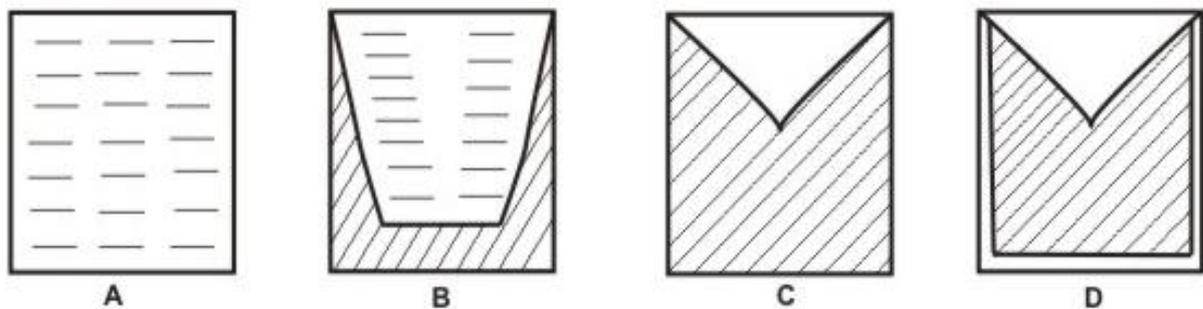
A qualidade de uma peça fundida depende do metal utilizado como matéria-prima, e a qualidade deste depende basicamente de sua composição química, particularmente o seu nível de impurezas e da sua microestrutura, que é influenciada tanto pela composição química, quanto pelas condições de resfriamento e do processo de fundição em geral. A monitoração e o domínio dos teores dos elementos residuais que atuam como impurezas, por meio da escolha cuidadosa dos materiais de carga e dos respectivos processos de fundição, são a chave para a produção de peças fundidas estanques, com boas propriedades mecânicas e alta resistência à corrosão química (INFOMET, 2001).

Outro fator que pode vir a prejudicar uma boa fundição é o fenômeno da rechupagem. Os metais, ao solidificarem, sofrem uma contração. A contração dá origem a uma heterogeneidade conhecida por vazio ou rechupe. Os vazios citados podem eventualmente ficar localizados na parte interna das peças, próximos da superfície; porém, invisíveis externamente. Além dessa consequência (vazio ou rechupe) a contração verificada na solidificação pode ocasionar o aparecimento de trincas a quente e tensões residuais (BORGES, 2017).

Em sua publicação, Atkinson (2002), ressalta que em metais com alta condutividade térmica, como as ligas de níquel e cobre, as diferenças de temperatura entre a porção mais externa e interna equilibram-se rapidamente, e que durante o envasamento sob temperaturas

muito altas, observa-se um equilíbrio muito rápido da temperatura, possibilitando a formação de rechupagem ou de áreas porosas na parte inferior do massalote. Os rechupes ocorrem como consequência da contração do metal durante a solidificação.

São defeitos macroscópicos e localizam-se nas últimas regiões das peças a se solidificarem (regiões de maior massa). Sua presença na peça deve-se à falta de solidificação direcional para os massalotes, o que é caracterizado como falha no projeto de fundição (KOLOSOSKI, 2001). Na figura 5, encontra-se representado um esquema do fenômeno de rechupagem.



(A) o metal no estado líquido; (B) a solidificação iniciando-se pela periferia em direção ao centro; (C) fim da solidificação e (D) contração sólida.

FIGURA 5: Representação esquemática do fenômeno de contração que gera o vazio: “rechupagem”.

Fonte: BORGES, 2017.

Silva et al. (2016), ressalta que para se obter LMF com EMF à base de cobre, faz-se necessário o resfriamento rápido após o amoldamento, em ordem de garantir a formação da fase metaestável $\beta'1$ (martensita), que é a responsável pelo EMF. Do contrário, o resfriamento em equilíbrio produziria a precipitação de fases estáveis, que viriam a inibir a transformação martensítica. Além disso, a inibição de perdas indesejadas de temperatura, segundo Andrade (2016), beneficia o fundido de modo à reduzir a formação de defeitos. Ferreira et al. (2016), diz que temperaturas de vazamento mais baixas que o mínimo de 10% acima da temperatura de fusão, causam defeitos de mau enchimento, vazios e junta fria.

Atenções no momento da fusão devem ser obedecidas, como acondicionamento da matéria-prima cuidadosamente no cadinho do forno, não utilizar materiais oxidados, com umidade, não utilizar material de origem desconhecida (ANDRADE, 2016). Conforme Atkinson (2002), na preparação de moldes e ferramentas, é necessário que todas as placas e os outros equipamentos que entram em contato com o metal fundido estejam absolutamente secos, pois o metal fundido absorve avidamente o hidrogênio.

2.3 SELEÇÃO DA LIGA E TEMPERATURAS PARA TRATAMENTO TÉRMICO

Como mencionado, o processo pelo qual torna possível uma liga metálica possuir o EMF é chamada de transformação martensítica, onde o nome martensita foi dado à microestrutura resultante do tratamento térmico de têmpera (resfriamento rápido) da austenita proveniente de ligas de ferro-carbono (aços) em homenagem ao metalurgista alemão Adolf Martens, cuja a sua forma ou morfologia são agulhas ou plaquetas (ALVES et al. 2016).

Cândido (2010), ressalta que a característica das ligas de Cu-Al-Be poderem ser utilizadas em baixas temperaturas é muito atraente, e é devida, em grande mérito, ao fato de que a introdução de apenas 0,1% de berílio (Be) de peso reduz a temperatura de transformação de fase desta liga em aproximadamente 100°C.

De acordo com Brito et al. (2009), a determinação precisa dessas temperaturas é de fundamental importância, e estas só ocorrem em uma faixa específica. Pesquisas recentes tem mostrado que os resultados positivos de várias ligas estão relacionados com a sua microestrutura, e que a resistência à tração e à alongação pode ser melhorada com o refinamento do grão (YANG GWONSEUNG, et al. apud CAVALCANTI, 2018).

Albuquerque (2010), descreve que o tamanho do grão influencia de várias formas nas características da liga. A tensão inicial de formação martensítica, pseudoelasticidade e tensão de histerese diminuem para maiores grãos, enquanto que a redução deste, melhora consideravelmente as propriedades mecânicas. Uma vez que o refinamento aumenta a quantidade de contornos, esse aumento do número de grãos atua como um mecanismo de resistência. Em geral, as ligas são obtidas após a fusão dos elementos constituintes e posterior resfriamento. Após resfriada, a liga deve ser homogeneizada para garantir uma distribuição uniforme daqueles elementos ao longo de todo o material, sendo este procedimento responsável por alterações das propriedades mecânicas em relação à liga no estado bruto de fusão como, por exemplo, alterações nas propriedades magnéticas, mecânicas, e modificações microestruturais.

A homogeneização e têmpera de ligas Cu-Al-Be vem sendo realizada por outros autores à 850 °C, e como apontado anteriormente na figura 1, a solubilidade para o ferro no cobre na faixa de temperatura entre 950°C e 750°C ainda é possível.

Cândido (2010), montou uma hipótese de correlação entre os precipitados e as temperaturas de transformação. Os resultados de seu estudo apontaram que o inoculante cromo, entrava em solução, precipitando nos contornos de grão, e retirando Be da matriz da amostra, promovendo aumento na temperatura de transformação.

Adaptando essa hipótese às ligas que foram ensaiadas neste trabalho, admite-se que durante a precipitação do Fe, o arrasto de porções de Be para o contorno do grão, faz com que as temperaturas de transformação se elevem, logo, a liga que apresentar o maior precipitado, é a que provavelmente, deverá ter a maior quantidade de berílio ainda no interior do grão, uma vez que a aglomeração de ferro em pontos localizados, diminui o efeito de arrasto do Be, o que não viabiliza um aumento expressivo das temperaturas de transformação.

Diante do pressuposto, nota-se que a observação do tamanho do grão em diferentes faixas de temperatura, usando diferentes percentuais de inoculantes, é a decisão mais assertiva para identificar a composição química com maior potencial de aplicação. A faixa de temperatura entre 750°C e 950°C, e o teto de até 3,5% de Fe, foram os parâmetros iniciais para a realização deste estudo.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 ELABORAÇÃO DAS LIGAS PARA MICROSCOPIA ÓPTICA

A fim de observar a presença de precipitados, sua quantidade e o efeito de redução do tamanho de grão, elaborou-se ligas com diferentes teores de ferro como inoculante. As quatro ligas Cu-Al-Be-Fe obtidas, foram:

- Uma liga com 0,5% de Ferro
- Uma liga com 1% de Ferro
- Uma liga com 2% de Ferro
- Uma liga com 2,5% de Ferro

As composições nominais dos demais elementos permaneceram constantes, o alumínio com 11,8% e berílio com 0,6%, com balanceamento pelo cobre. Para possibilitar a união dos elementos foram usadas ligas “mães” de Al-Fe e Cu-Be. A certificação das composições dessas ligas mães, foram feitas da seguinte maneira:

- A liga de Cu-Be era uma liga comercial. Para certifica-la, optou-se por comparar esta com uma amostra de composição já garantida; Cu-10%Be. As amostras foram comparadas através de um ensaio de dureza Rockell em escala B com uma carga de 100kgf. A espessura dos corpos de prova foi de 5mm, e foram realizadas cinco medidas dos dois lados das peças ao longo dos 70mm de comprimento de ambas. A amostra padrão teve como média uma dureza de 94,9 Rockell B, com desvio padrão de 1,84 Rockell B, enquanto que a amostra comercial teve média de 94,3 Rockell B e desvio padrão de 2,35 Rockell B. O resultado mostrou que a liga poderia ser usada com confiança.
- A liga de Al-Fe usada para compor os corpos de prova da metalografia foi fundida no laboratório, e para assegurar a composição foi fatiada, lixada com lixas metalográficas até a granulometria de 1200, limpa com álcool Isopropílico, e levada ao ensaio de fluorescência, a fim de calcular a média das composições entre as faces da amostra, com a vantagem de quantificar também, a porcentagem da impureza contida.

Em posse de ligas de Al-Fe e Cu-Be de elevada pureza, e garantidas as composições das ligas mães, foram preparadas porções de 150g de cada liga em sua respectiva composição. As ligas foram fundidas em um cadinho de grafite-argila, sem controle de atmosfera e o aquecimento indutivo foi realizado com auxílio de um gerador de alta frequência da Polytron com potência de saída de 8 KVA. Foram envasadas em um molde cilíndrico com diâmetro de 27 mm aproximadamente. Logo após, foram cortadas longitudinalmente.

3.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS DAS LIGAS PARA MICROSCOPIA

Após o processo de fundição, realizou-se a homogeneização das ligas à 850°C, durante 12 horas em um forno tipo mufla, modelo 0912 da JUNG sem controle de atmosfera, temperadas em água à temperatura ambiente ($\approx 25^\circ\text{C}$), que ajudou a promover a remoção da ZTA no corte longitudinal dos corpos de prova.

A liga de 2,5% de Fe também teve amostras temperadas à 750°C e 950°C e resfriada em água nas mesmas condições, após ter sido realizada a metalografia da amostra tratada à 850°C.

3.3 CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS POR MICROSCOPIA ÓPTICA

A observação da morfologia das fases foi realizada à temperatura ambiente ($\approx 25^\circ\text{C}$) com auxílio de um microscópio óptico Axiotech 30 da Carl Zeiss. As ligas foram previamente lixadas com lixas de granulometrias variando de 380 até 1500, de acordo com a disponibilidade em laboratório, em seguida polidas utilizando alumina com 1 e 0,3 μm , atacadas quimicamente com uma solução aquosa de cloreto de ferro durante um intervalo 30s e limpas com álcool isopropílico.



FIGURA 6: Microscópio de luz refletida Axiotech 30 da Carl Zeiss.

Fonte: CANDIDO (2010).

3.4 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE DAS LIGAS POR CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

Foi realizada a mensuração das temperaturas de transformação de fase austenítica através da calorimetria diferencial de varredura, utilizando-se um equipamento DSC-60 da Shimadzu. As amostras usadas no ensaio de DSC foram confeccionadas em forma cilíndrica

com dimensões aproximadas de $\text{Ø}5 \times 1,6 \text{ mm}$ e massa de aproximadamente 208 mg, por uma eletro-cortadora à fio, modelo Electrocut AR1300.

Embora esse procedimento de usinagem não seja caracterizado por elevadas temperaturas, foram repetidos os tratamentos térmicos nas temperaturas de referência, para eliminação dessas possíveis ZTA's.

Após os tratamentos, as amostras foram levemente abrasadas com lixas metalográficas de 400 até 1500 para eliminação de qualquer resquício de oxidação superficial, e entregues ao técnico de laboratório para a realização do ensaio.

3.5 OBTENÇÃO DE CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO

Usando os resultados da microscopia óptica foi eleita a composição que usava o ferro à 2,5% e 850°C para o ensaio de tração. Os corpos de prova foram cortados em formato padrão, com 1,4 mm de espessura. Apesar desse formato de corpo de prova não ser o padronizado pela norma ABNT NBR 6152/92 (MB-4), o mesmo procedimento foi usado por Brito (2012), que justifica a necessidade de adaptação à norma brasileira, devido à dificuldade de obtenção de grandes volumes do material estudado para preparação dos corpos de prova. O formato adaptado é descrito pela figura 7.

	A(mm)	B(mm)	C(mm)	D(mm)	R(mm)
ABNT	75	12,5	20	200	20
CP corrigido	40	8	18	76	3

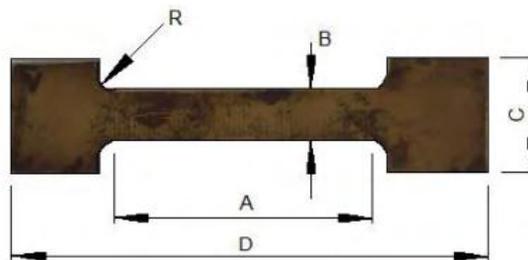


FIGURA 7: Corpo de prova proposto adaptado a partir da NBR 6152/92 (MB-4). Fonte: BRITO, 2012.

A matéria-prima para a obtenção da liga foi doada pelo laboratório, sendo uma liga mãe 0,65%Al-0,35%Fe, uma liga mãe 0,9%Cu-0,1%Be, Cobre de elevada pureza e Alumínio com elevada pureza. As porções foram cortadas em pedaços reduzidos, e submetidas à limpeza por uma escova de aço rotativa, acoplada a um motor de indução rotativo, com o objetivo de

remover incrustações de qualquer natureza, pesadas em uma balança analítica com exatidão 0,1mg. As 450 g de material foram fundidas no forno Polytron, com potência de saída de 8 KVA, e envasado em um molde retangular, mostrado na figura 8.



FIGURA 8: Molde retangular.

Após a desmoldagem, os tarugos foram homogeneizados à 850°C, durante 12 horas, e resfriados ao ar. Os corpos de prova foram obtidos por usinagem não convencional, usando a máquina de eletro-erosão à fio Electrocut AR1300.

Os corpos de prova já recortados foram submetidos ao tratamento de têmpera à 850°C, durante 12 horas, e resfriados em água à temperatura ambiente ($\approx 25^\circ\text{C}$). Para evitar empenamento dos corpos de prova, o conjunto foi previamente enrolado por um arame de sacrifício.

Os ensaios de tração dos 9 corpos de prova, foram realizados em uma máquina de tração universal SHIMADZU AG-X com célula de carga de 10KN, velocidade de teste de 3 mm/min, na temperatura ambiente, que era de aproximadamente 23°C.

3.6 OBTENÇÃO DE CORPOS DE PROVA PARA REALIZAÇÃO DE ENSAIO DE CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

Uma das dificuldades da determinação das temperaturas de transformação de fase por Calorimetria Diferencial de Varredura reside em eventuais modificações nas temperaturas de transformações provocadas pelo corte da amostra e/ou perda de berílio por oxidação durante os tratamentos térmicos (GONZALEZ apud BRITO, 2009).

Os corpos de prova para o ensaio de calorimetria diferencial de varredura foram usinados à partir das amostras da microscópio. O método aplicado para usinagem foi o processo de eletro-erosão à fio usando uma Electrocut AR1300, mostrada na figura 9, visto que o nível de calor empregado no corte é baixíssimo, além de garantir as condições de paralelismo da peça.



FIGURA 9: Eletrocortadora à fio Electrocut AR1300.

Posteriormente, as amostras foram temperadas nas temperaturas de referência dos ensaios de microscopia, e lixadas com lixas metalográficas para extrair qualquer camada de óxido que tenha se formado durante a usinagem e tratamentos térmicos.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 ELABORAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS POR MICROSCOPIA ÓPTICA

O lingote obtido com o preenchimento do molde cilíndrico foi considerado satisfatório quanto à eliminação de vazios, homogeneidade da liga e um bom acabamento. As porções podem ser vistas na figura 10.



FIGURA 10: Porções dos lingotes obtidos em molde cilíndrico. Liga com 0,5% Fe e 1% Fe.

As figuras 11, 12, 13 e 14, apontam a microscopia das amostras preparadas, respectivamente, com 0,5% de ferro, 1% de ferro, % de ferro e 2,5% de ferro na composição, à temperatura ambiente, antes da homogeneização. Nota-se a presença de duas fases com predominância austenítica em todas as ligas.

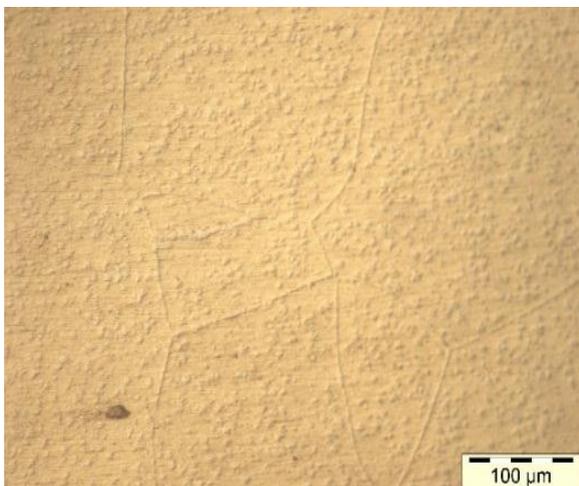


FIGURA 11: Liga com 0,5% Fe bruta de fusão.

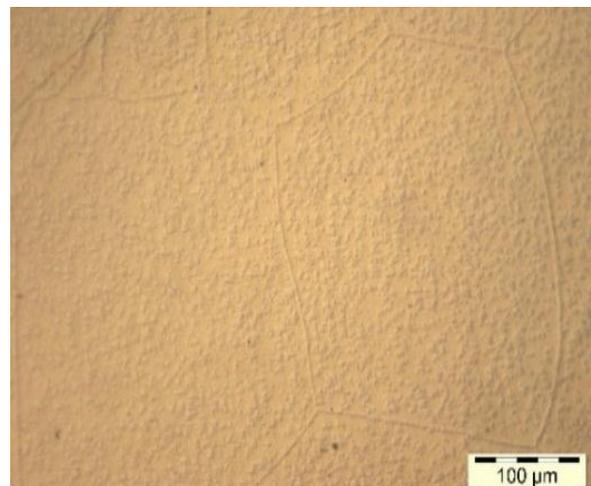


FIGURA 12: Liga com 1% Fe bruta de fusão.

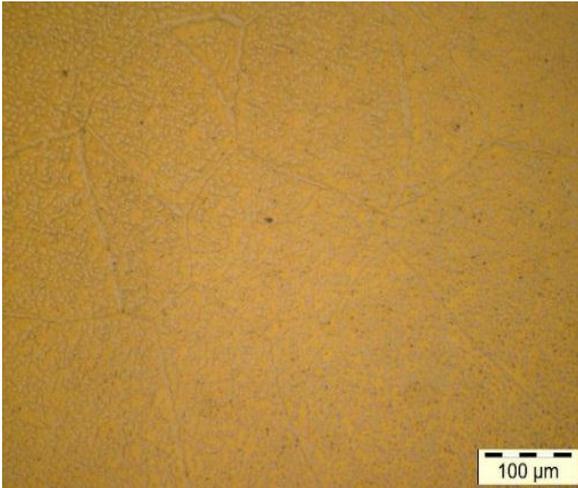


FIGURA 13: Liga com 2 % Fe bruta de fusão.

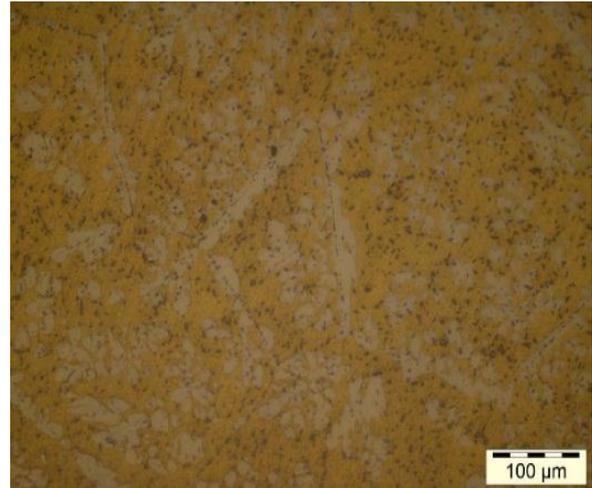


FIGURA 14: Liga com 2,5% Fe bruta de fusão.

As figuras 15, 16, 17 e 18 mostram, respectivamente, as micrografias das ligas preparadas com 0,5%, 1%, 2% e 2,5% de ferro na composição e homogeneizadas à 850°C. Comparando as figuras 17 e 18 é possível notar um aumento na quantidade de precipitados de ferro na liga com 2,5% de ferro, em relação à liga com 2% de ferro.

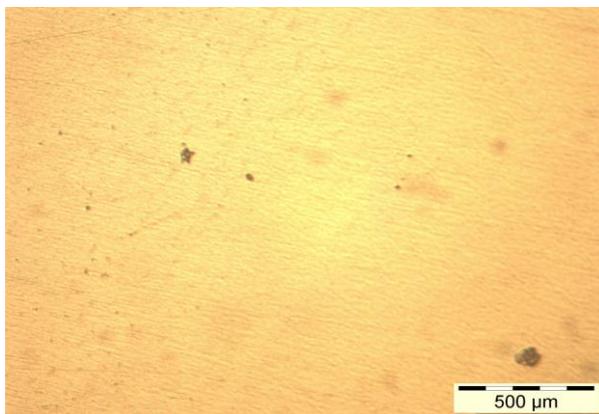


FIGURA 15: Liga com 0,5% Fe tratada termicamente.

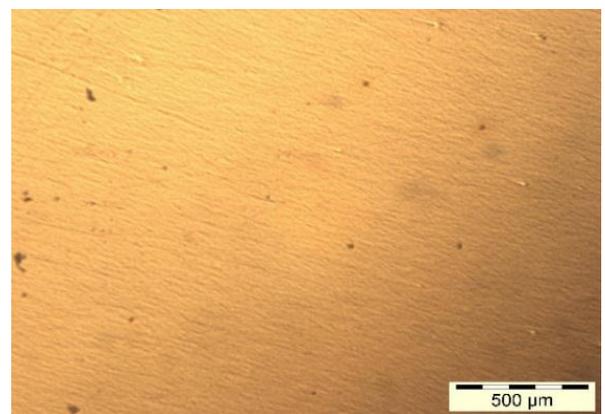


FIGURA 16: Liga com 1% Fe tratada termicamente.

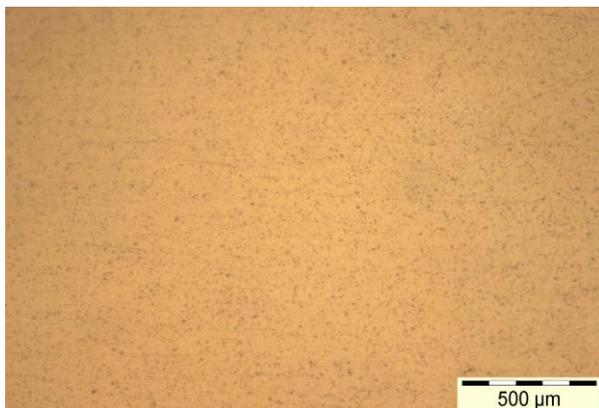


FIGURA 17: Liga com 2 % Fe tratada termicamente.



FIGURA 18: Liga com 2,5% Fe tratada termicamente.

As figuras 19, 20, 21 e 22 exibem os resultados das metalografias dos corpos de prova em que foram realizados os ataques químicos, que evidenciaram os contornos de grão nas ligas preparadas com 0,5%, 1%, 2% e 2,5% de ferro, temperadas à 850°C. Observa-se:

- A redução do tamanho do grão da liga com 1% de ferro em relação à liga com 0,5% de ferro;
- Redução do tamanho do grão da liga com 2% de ferro em relação à liga com 1% de ferro;
- Médias equivalentes entre os grãos das ligas 2% e 2,5% de Fe apresentaram médias parecidas, girando em torno de 240µm.

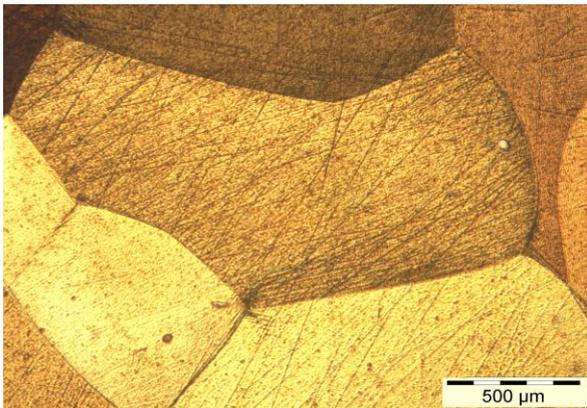


FIGURA 19: Liga com 0,5% Fe com ataque químico.

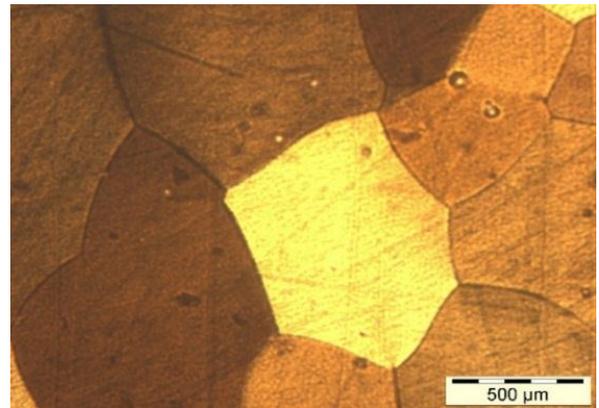


FIGURA 20: Liga com 1% Fe com ataque químico.

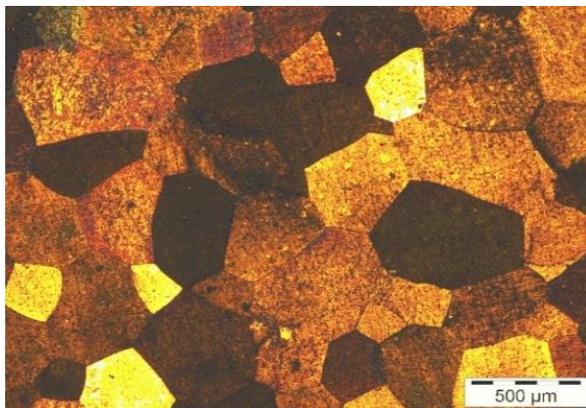


FIGURA 21: Liga com 2% Fe com ataque químico.

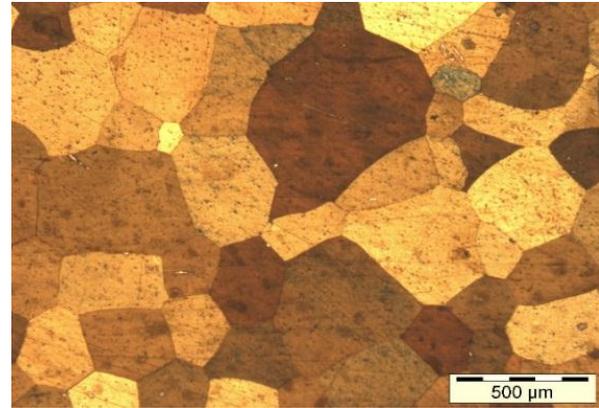


FIGURA 22: Liga com 2,5% Fe com ataque químico.

É possível observar o aumento da quantidade de precipitados, que certamente são ricos em ferro, quando comparadas as ligas de 2% Fe e de 2,5% Fe, mostradas, respectivamente, nas figuras 21 e 22. Tal elemento, segundo Lelatko & Morawiec (2003), apresenta baixa solubilidade na matriz austenítica.

Para uma melhor compreensão dos resultados obtidos, comparou-se o valor do tamanho do grão da liga de Cu-11,8% Al-0,6% Be-2,5% Fe encontrado, com a liga sem elemento refinador estudada por Cândido (2010). Observou-se uma queda em relação à liga sem inoculante, de aproximadamente 160 µm.

Albuquerque (2010), fez estudos com a liga Cu-11,8%Al-0,6%Be-0,5%Nb-0,27%Ni, e obteve grãos com 450 μm , enquanto Alves (2016), que estudou a liga Cu-11,8%Al-0,47%Be-1%Ti obteve grãos com 461 μm . Cândido (2010), inoculou a liga Cu-11,8%Al-0,6%Be com cromo, obtendo para a composição com 0,1%Cr grãos cuja média de tamanho era 158 μm , 146 μm para 0,2%Cr e para a composição com 0,5%Cr, grãos de 100 μm .

Posteriormente, observou-se nos resultados que o tamanho do precipitado na amostra de 2,5% de Fe era mais proeminente que das outras composições, e decidiu-se realizar a têmpera de dois corpos de prova dessa liga: um à 750°C e outro à 950°C, com exposição no forno durante 5 horas e resfriamento em água em temperatura ambiente ($\approx 25^\circ\text{C}$).

O corpo de prova temperado à 750°C, cuja microscopia é mostrada na figura 23, não apresentou mudança na dimensão do grão em relação à liga com 2,5% de ferro temperada à 850°C.

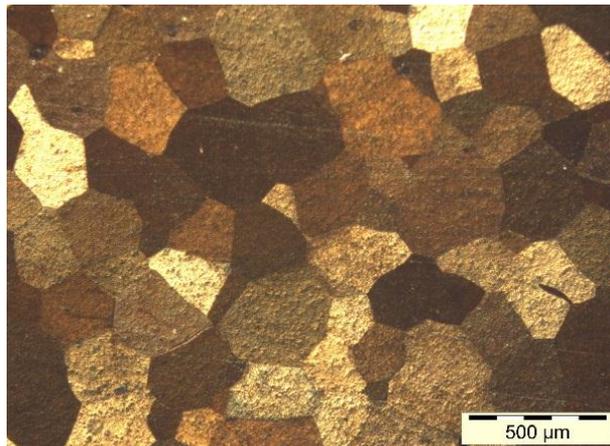


FIGURA 23: Metalografia da liga com Fe à 2,5% temperada à 750°C.

Como indicado na figura 24, a amostra temperada à 950°C apresentou um aumento do tamanho do grão quando comparada à liga com 2,5% de ferro temperada à 850°C.

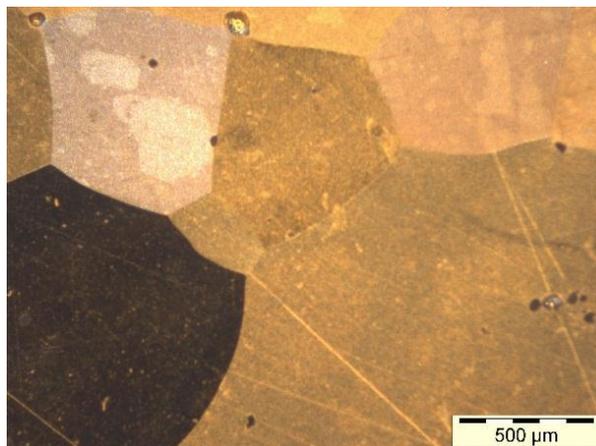


FIGURA 24: Metalografia da liga com Fe à 2,5% temperada à 950°C.

O aumento do tamanho do grão na liga Cu-11,8Al-0,6Be-2,5Fe temperada à 950°C, quando comparada à mesma liga temperada à 850°C, pode ser explicado por dois motivos:

- Perda de berílio por oxidação, citada por Brito (2009);
- Na amostra temperada à 950°C houve redução na quantidade de precipitados de ferro presentes na liga temperada à 850°C, o que indica que o ferro pode ter precipitado nos contornos de grão ao invés de atuar como inoculante no interior destes. Além disso, essa precipitação para a fronteira do grão, também pode ter feito o ferro carregar consigo porções consideráveis de berílio, o que deve provocar um aumento das temperaturas de transformação.

4.2 ENSAIO DE CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

Em virtude do grão obtido ter a menor dimensão e da maior quantidade de precipitados entre as ligas observadas na microscopia, a composição com 2,5% de ferro foi escolhida para a realização dos ensaios de DSC. Ainda foi preparado um corpo de prova com Fe à 2% temperado à 850°C, como medida comparativa para validar a hipótese de que a precipitação do inoculante para o contorno do grão, teria efeito de remoção do berílio de seu interior, elaborada por Cândido (2010) e adaptada para a liga Cu-11,8Al-0,6Be-2,5Fe.

Foram ensaiadas 4 ligas:

- Cu-11,8Al-0,6Be-2,5Fe temperada à 850°C;
- Cu-11,8Al-0,6Be-2,5Fe temperada à 950°C;
- Cu-11,8Al-0,6Be-2,5Fe temperada à 750°C;
- Cu-11,8Al-0,6Be-2Fe temperada à 850°C.

A fim de descobrir os valores de temperatura relativos ao início e fim das transformações austeníticas, os corpos de prova foram ensaiados com aquecimento entre -120°C e 200°C à uma taxa de 10°C/min. O ensaio com resfriamento dos corpos de prova que poderia expor os valores de temperatura relativos ao início e fim das transformações martensíticas, não foi efetivado.

Apenas o ensaio realizado com a liga Cu-11,8Al-0,6Be-2,5Fe temperada à 750°C conseguiu registrar as temperatura de início “As” e fim “Af” das transformações austeníticas, que foram, respectivamente:

- (As): Aproximadamente -28° C
- (Af): Aproximadamente 5° C

O termograma obtido para esse ensaio pode ser visto na figura 25.

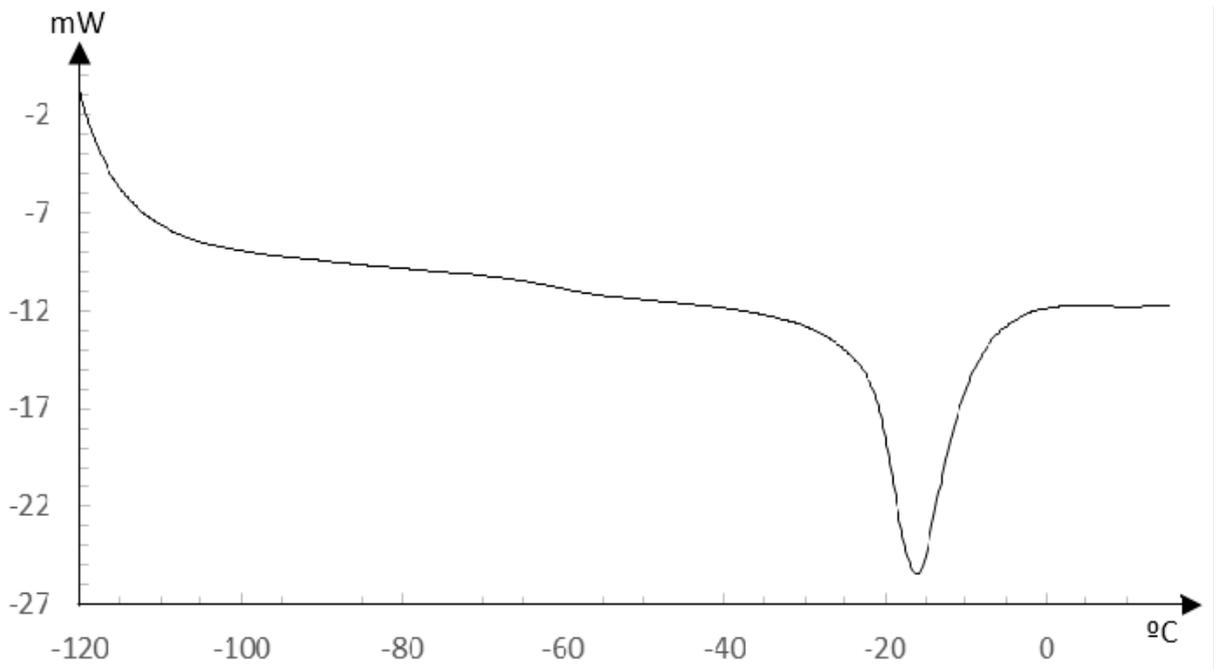


FIGURA 25: Termograma da liga Cu-11,8Al-0,6Be-2,5Fe (% em massa) temperada à 750°C.

A partir dos dados fornecidos pelo técnico de laboratório, foram plotados no excel os resultados das demais ligas que foram ensaiadas e não exibiram o comportamento de “vale” na curva do termograma, dado de indicação para o registro das temperaturas de transformação.

As curvas podem ser vistas na figura 26.

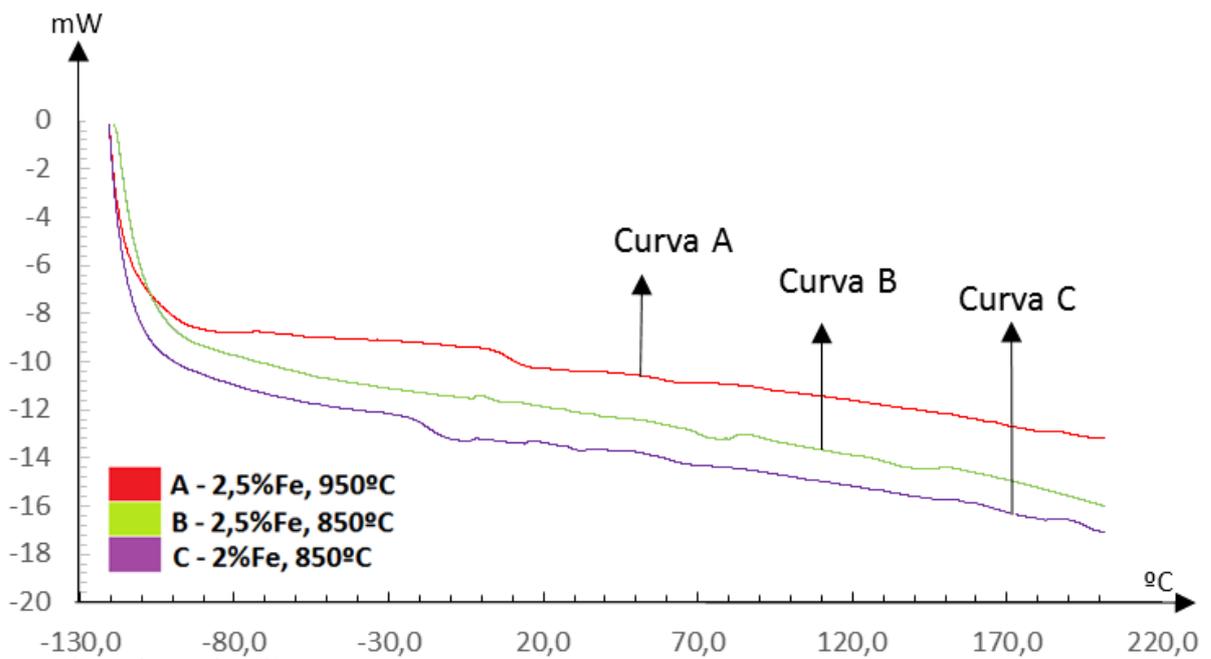


FIGURA 26: Termogramas das amostras que não exibiram transformação austenítica. **Curva A** Cu-11,8%Al-0,6%Be-2,5%Fe, temperada à 950°C, **Curva B** - Cu-11,8%Al-0,6%Be-2,5%Fe temperada à 850°C.

4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

Alguns procedimentos foram levados em consideração ao realizar a fundição do material para extrair os corpos de prova para o ensaio de tração:

- As porções de material foram cortadas de maneira uniforme, de modo que as faces de cada fração fossem regulares;
- O tamanho dos pedaços de cobre foi reduzido e houve a tentativa de mantê-los em dimensão padrão;
- Antes da fundição, todas as porções dos constituintes da liga foram limpas por uma escova de aço rotativa acoplada a um motor e por lixa metalográfica 500 sempre que possível, a fim remover oxidações na superfície dos fragmentos. As porções limpas e pesadas foram embaladas em sacos plásticos virgens de fecho Ziplock, deixando a menor quantidade de ar possível dentro do conteúdo, e depois guardadas em embalagem hermética, para evitar exposição prolongada com o ar.

A aparência tomada pelas frações pode ser observada nas figuras 27 e 28.



FIGURA 27: Preparação do cobre para fundição. À esquerda o material ainda com camada óxida e à direita o material limpo.



FIGURA 28: Comparação entre o tamanho dos fragmentos do alumínio e do cobre usados na fundição.

- Na noite anterior, foi usado um desumidificador de ar modelo Arsec 250, tendo este permanecido ligado até o fim da fundição;
- A sala do forno permaneceu fechada até o fim da realização do procedimento, sendo aberta apenas em caso de absoluta necessidade;
- O novo lingote obtido no molde cúbico foi considerado satisfatório quanto à eliminação de vazios, homogeneidade da liga e um bom acabamento, quase não tendo ao fim da fundição formação de rechupe e escória. O fundido foi homogeneizado e levado à usinagem.

Os corpos de prova, já tratados termicamente, foram ensaiados usando o dispositivo elaborado por Brito (2012). O resultado do ensaio dos 9 corpos de prova foram registrados e plotados em forma de gráfico usando o excel. Na figura 29 pode ser visto o gráfico de tensão x deformação de uma das amostras.

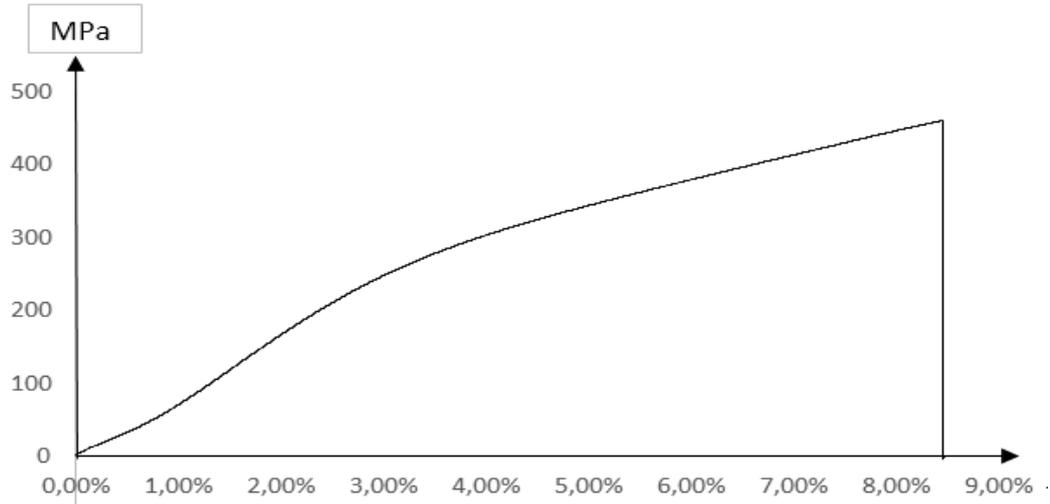


FIGURA 29: Curva típica TENSÃO X DEFORMAÇÃO para liga 0,851Cu-0,118Al-0,006Be-0,025Fe (% em peso) temperada à 850°C em água à temperatura ambiente.

Os valores da tensão de indução e a deformação instantânea, foram retirados diretamente dos dados gerados pelo equipamento e podem ser vistos na tabela 1. Observa-se um comportamento similar nas nove amostras, convergindo a tensão de indução para valores entre 215MPa e 270MPa. Sabendo que na temperatura ambiente a liga está em estado austenítico, esse comportamento de mudança na linearidade indica o início da transformação martensítica induzida por tensão, que ocorre até que o corpo entre em colapso e comece à fraturar.

TABELA 1: Valores registrados no ensaio de tração para cada corpo de prova ensaiado.

Nº da amostra	Tensão de indução (MPa)	Deformação registrada na tensão de indução (%)	Tensão de ruptura (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
1	260	2,69%	550	9,67
2	260	3,05%	570	8,52
3	240	2,65%	464	9,06
4	220	2,63%	460	8,34
5	215	2,39%	460	9,00
6	270	2,99%	560	9,03
7	235	2,80%	446	8,39
8	245	2,82%	404	8,69
9	260	2,82%	564	9,22
Média	245	2,76%	497,6	8,88
Desvio padrão	15,56	0,20%	56,40	0,35

Pode-se admitir o valor da tensão de indução da liga Cu-11,8Al-0,6Be-2,5Fe como sendo a média da tensão de indução registrada no ensaio de cada corpo de prova, 245 MPa. Para uma melhor compreensão, comparou-se o valor da tensão de indução obtido, com os resultados encontrados por outros autores. As ligas Cu-11,8%Al-0,6%Be-0,1%Cr e Cu-11,8%Al-0,6%Be-0,2%Cr estudadas por Cândido (2010), apresentaram respectivamente 230 MPa e 260 MPa. A liga Cu-11,8%Al-0,6%Be-0,5%Nb estudada por Oliveira (2009), apresentou a tensão de indução de aproximadamente 280 MPa.

Albuquerque (2010), fez estudos com as ligas Cu-11,8%Al-0,6%Be e Cu-11,8%Al-0,6%Be-0,5%Nb-0,27%Ni, cuja as tensões de indução registradas respectivamente foram de, 330 MPa e 230 MPa.

5 CONCLUSÃO

Pôde-se confirmar o efeito de redução do tamanho do grão na aplicação de ferro como inoculante em ligas Cu-11,8Al-0,6Be; além disso, a partir da adição de 2% (percentual em massa) desse elemento na liga, observou-se um efeito de estabilização no tamanho do grão e aumento do precipitado de ferro em seu interior.

Os corpos de prova usados no ensaio de tração convergiram quanto ao valor da tensão de indução de transformação martensítica, mas apresentaram variação no valor da tensão de ruptura. O registro dessas propriedades do material, juntamente do módulo de elasticidade foram feitos e poderão ser usados para a posteridade.

O ensaio de DSC não conseguiu fazer o registro das temperaturas para algumas ligas avaliadas, no entanto, a liga temperada à 750 °C que possuía 2,5% de ferro obteve êxito ao registrar as temperaturas de transformação austeníticas. Deve-se realizar novos tratamentos térmicos nas ligas que foram ensaiadas no DSC para tentar promover a recuperação do berílio e reorganizar os componentes da liga para, em estudos futuros, obter êxito nos resultados.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1 - Refazer a homogeneização e têmpera das ligas ensaiadas no DSC e observar se houve efeito de recuperação de ferro e berílio para o interior do grão.
- 2 - Realizar teste de calorimetria diferencial de varredura para as ligas já ensaiadas que não exibiram as temperaturas de transformação austenítica durante os testes, usando uma taxa de aquecimento e resfriamento inferior à empregada nos experimentos deste trabalho.
- 3 - Realizar ensaio de tração destrutivo da liga Cu-11,8Al-0,6Be-2Fe temperada à 850°C.
- 4 - Realizar ensaio de tração destrutivo da liga Cu-11,8Al-0,6Be-2,5Fe temperada à 750°C.
- 5 - Realizar ensaio de tração com carregamento e descarregamento, variando o percentual de deformação em cada experimento, para quantificar a recuperação elástica dos corpos de prova e o EMF. Para tanto, há disponibilidade de 5 corpos de prova da liga Cu-11,8Al-0,6Be-2,5Fe temperada à 850°C.
- 6 – Fazer a caracterização da liga Cu-11,8Al-0,6Be-2Fe temperada à 850°C via difração de R-X.
- 7 – Fazer a caracterização da liga Cu-11,8Al-0,6Be-2,5Fe temperada à 850°C via difração de R-X.

REFERÊNCIAS

- ALBUQUERQUE, V.H.C. et al. **Evaluation of Grain Refiners Influence on the Mechanical Properties in a CuAlBe Shape Memory Alloy by Ultrasonic and Mechanical Tensile Testing**, 2010. Disponível em: <https://web.fe.up.pt/~tavares/downloads/publications/artigos/Paper_Materials&Design_31%287%29.pdf>. Acesso em: 05 jan. 2019.
- ALVES, R.F. et al. Efeito do ti como inoculante na liga com efeito de memória de forma de cu-al-be. **22º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, 2016. Disponível em: <<http://www.metallum.com.br/22cbecimat/anais/PDF/305-173.pdf>>. Acesso em: 14 nov. 2018.
- ANDRADE, R.B. **Guia de boas práticas do setor fundição**. FIEMG, Minas Gerais, 2016. Disponível em: <<http://www.sifumg.com.br/wp-content/uploads/2016/02/cartilha-de-fundicao.pdf>>. Acesso em: 13 mar. 2019.
- ASM, **Metals Handbook: Metallography, Structures And Phase Diagrams**. V.8. 8.ed. pp293,1973.
- ATKINSON, R. **Produção de peças fundidas à base de ligas de níquel atrai cada vez mais fundidores**. Aranda editora técnica e cultural. São Paulo, 2002. Disponível em: <http://www.arandanet.com.br/revista/fs/materia/2018/04/21/producao_de_pecas.html>. Acesso em: 12 fev. 2019.
- AZEVEDO, M.R. **Estudo do sistema de ligas Cu-Al passíveis do efeito memória de forma**. (Bacharelado em ciência e tecnologia) – UFERSA. Mossoró, 2011. Disponível em: <https://www.academia.edu/3673880/Estudo_do_Sistema_de_Ligas_Cu-Al_Pass%C3%ADveis_do_efeito_mem%C3%B3ria_de_forma>. Acesso em: 03 fev. 2019.
- BALDAM, R.L.; VIEIRA, E.A. **Fundição: processos e tecnologias correlatas**. Ed: Ética. 2. ed. 2014.
- BRITO, I.C.A. **Influência na ciclagem térmica nas temperaturas e transformações de fase e quantificação das deformações residuais em ligas com memória de forma Cu-Al-Be-Nb-Ni**. Dissertação (mestrado em engenharia mecânica) – Universidade Federal da Paraíba- UFPB. João Pessoa, 2012. Disponível em: <<https://repositorio.ufpb.br/jspui/bitstream/tede/5339/1/arquivototal.pdf>>. Acesso em: 02 dez. 2018.
- BORGES, M. **Processos produtivos em engenharia de produção: conformação/fundição**. Disponível em: <<http://mmborges.com/processos/>>. Acesso em: 05 mar. 2019.
- CALLISTER, W.D.Jr. **Ciência e engenharia de materiais: Uma introdução**. Editora LTC, 5ª ed. 2000.
- CÂNDIDO, G.V.M. **Efeito da adição de cromo sobre a microestrutura e propriedades termomecânicas em ligas Cu-Al-Be com efeito de memória de forma**. Dissertação (mestrado em engenharia mecânica) - Universidade Federal da Paraíba. João Pessoa, 2010.

Disponível em: <<https://repositorio.ufpb.br/jspui/bitstream/tede/5407/1/arquivototal.pdf>>. Acesso em: 05 jan. 2019.

CARAM, R. **Estrutura e propriedades dos materiais**: Estrutura cristalina. UNICAMP, 2006. Disponível em: <<http://www.fem.unicamp.br/~caram/capitulo3.pdf>>. Acesso em: 09 dez. 2018.

CAVALCANTI, F.A. **Influência dos precipitados de Nb nas propriedades mecânicas de ligas Cu-Al-Be passivas do efeito memória de forma**. TCC (graduação em engenharia de materiais) – Universidade Federal da Paraíba – UFPB. João Pessoa, 2018. Disponível em: <<https://repositorio.ufpb.br/jspui/bitstream/123456789/13371/1/FAC05112018.pdf>>. Acesso em: 05 mar. 2019.

COURA, E.A.N. **Estudo da Aplicação da Liga NiTi com Efeito Memória de Forma em Atuadores de Aeronaves**. Dissertação (mestrado em engenharia de estruturas) - Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2016. Disponível em: <<http://www.bibliotecadigital.ufmg.br/dspace/bitstream/handle/1843/BUBD-AC2G22/299.pdf?sequence=1>>. Acesso em: 25 mar. 2019.

FERREIRA, I. O. et al. **Prevenção e Remediação de Catástrofes Ambientais: Técnicas e cuidados na Soldagem de Tubos: aspectos técnicos e humanos**. **XIII SIMPÓSIO INTERNACIONAL DE CIÊNCIAS INTEGRADAS DA UNAERP CAMPUS GUARUJÁ**. Disponível em: <<https://www.researchgate.net/publication/317350569>>. Acesso em: 03 dez. 2018.

FRANÇA, F.J.C. **Quantificação da deformação residual em uma liga qualbe superelástica**. Dissertação (mestrado em engenharia mecânica) - Universidade Federal da Paraíba. João Pessoa, 2009. Disponível em: <<https://repositorio.ufpb.br/jspui/bitstream/tede/5394/1/arquivototal.pdf>>. Acesso em: 09 dez. 2018.

INFOMET. **Informações Técnicas**: Processos de fabricação: fundição, extrusão, laminação e soldagem, 2001. Disponível em: <<https://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-conteudo-ler.php?codAssunto=60>>. Acesso em: 03 mar. 2019.

KOLOSOSKI, J. **Estudo de sistema de canais para fundição de ligas de alumínio por gravidade**. Dissertação (mestrado em engenharia mecânica) - Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 2001. Disponível em: <http://repositorio.unicamp.br/bitstream/REPOSIP/265179/1/Kolososki_Jorge_M.pdf>. Acesso em: 03 mar. 2019.

LELATKO, J; MORAWIEC, H. **The effect of Ni, Co and Cr on the primary particle structure in Cu–Al–Nb–X shape memory alloys**. *Materials Chemistry and Physics* 81 (2003) 472–475. Disponível em: <<https://www.researchgate.net/publication/248261777>>. Acesso em: 09 dez. 2018.

LIMA, C.A.S. **Influência do tratamento térmico de alívio de tensões associado à elevada energia de soldagem na tenacidade da zona termicamente afetada de um aço tmcp microligado aplicado em estruturas off-shore**. Dissertação (mestrado em engenharia mecânica) - UNESP. Guaratinguetá – SP, 2011. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/bitstream/handle/11449/94433/lima_cas_me_guara.pdf?sequenc e=1&isAllowed=y>. Acesso em: 13 dez. 2018.

MASCIA, N.T. **Energia de deformação e teoremas da energia**. UNICAMP- Faculdade de engenharia civil, arquitetura e urbanismo- departamento de estruturas. Campinas, 2017. Disponível em: <<http://www.fec.unicamp.br/~nilson/apostilas/energia-de-deformacao-teoremas-de-energia.pdf>>. Acesso em: 15 jan. 2019.

MONTECINOS, S; CUNIBERTI, A. Martensitic transformation and grain size in a Cu-Al-Be alloy. **11th International Congress on Metallurgy & Materials SAM/CONAMET 2011**. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2211812812000211>>. Acesso em: 12 dez. 2018.

MONTEIRO, L.L. **Desenvolvimento de um modelo térmico mecânico de uma mola helicoidal de ni-ti com efeito memória de forma para aplicação numa máquina de calor**. Tese (doutorado em engenharia mecânica) - Universidade Federal de Pernambuco. Recife, 2012. Disponível em: <<https://repositorio.ufpe.br/bitstream/123456789/11616/1/Tese%20Versão%20Final.pdf>>. Acesso em 02 fev. 2019.

MORA, N.D. **Apostila de materiais elétricos: Defeitos cristalinos**, cap. 7. Unioeste- campus Foz do Iguaçu- Centro de engenharias e ciências exatas- LAMAT- Laboratório de materiais. Disponível em: <<http://www.foz.unioeste.br/~lamat/downmateriais/materiaiscap7.pdf>>. Acesso em: 17 jan. 2019.

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**. Dissertação (Mestrado em engenharia mecânica) – Universidade Federal da Paraíba. João Pessoa, 2009. Disponível em: <<https://repositorio.ufpb.br/jspui/bitstream/tede/5395/1/arquivototal.pdf>>. Acesso em: 01 dez. 2018.

PAIVA, A. **Modelagem do Comportamento Termomecânico das Ligas com Memória de Forma**. Tese (doutorado em mecânica) – PUC- Rio.. Rio de Janeiro, 2004. Disponível em: <https://www.maxwell.vrac.pucRio.br/Busca_etds.php?strSecao=resultado&nrSeq=4942@1>. Acesso em: 30 mar. 2019.

PEREIRA, A.S. **Soldagem em operação de tubos api de alta resistência e baixa espessura com ênfase na perfuração e trincas a frio**. Tese (doutorado em engenharia mecânica) - UFSC. Florianópolis, 2012. Disponível em: <<https://repositorio.ufsc.br/xmlui/handle/123456789/96152>>. Acesso em: 02 dez. 2018.

RAMOS, G. **A importância do comissionamento de tubulações em projetos industriais**, 2018. Disponível em: <<https://www.linkedin.com/pulse/import%C3%A2ncia-do-comissionamento-industrial-testes-em-tubula%C3%A7%C3%B5es>>. Acesso em: 03 fev. 2019.

REIS, W.P. **Caracterização de Ligas de Ni-Ti para Ortodontia**. Dissertação (Mestrado em ciências dos materiais) - Instituto Militar de Engenharia. Rio de Janeiro, 2001. Disponível em: <http://www.ime.eb.mil.br/arquivos/teses/se4/cm/widson_porto_reis.pdf>. Acesso em: 05 dez. 2018.

ROCHA, D.A.M.M.G. et al. **Ligas com Memória de Forma: Como se educa uma liga com memória de forma?** Projeto FEUP, Faculdade de engenharia da Universidade do Porto, 2013.

Disponível em: <https://paginas.fe.up.pt/~projfeup/cd_2012_13/files/REL_1EMM-1_04.PDF>. Acesso em: 03 jan. 2019.

SASHIHARA, E.M. **Produção da liga Ni-Ti com efeito de memória de forma em forno de fusão por feixe eletrônico e sua caracterização.** Tese (mestrado em engenharia aeronáutica e mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica. São José dos Campos, 2007. Disponível em: <<http://www.bd.bibl.ita.br/tesesdigitais/000543402.pdf>>. Acesso em: 25 jan. 2019.

SILVA, M.R. et al. Solidificação direcional seguida de tratamentos térmicos da liga com memória de forma Cu-Al-Ni-Mn. **22º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais** 06 a 10 de Novembro de 2016, Natal, RN, Brasil. Disponível em: <<http://www.metallum.com.br/22cbecimat/anais/PDF/304-070.pdf>>. Acesso em: 09 mar. 2019.

SILVA, N.J. et al. Estudo comparativo das propriedades dinâmicas de uma liga NiTi com memória de forma e materiais estruturais clássicos. **Revista Matéria**, v. 16, n. 4, pp. 830 – 835, 2011. Disponível em: <https://www.researchgate.net/profile/Carlos_De_Araujo2/publication/262495925_Comparative_study_of_dynamic_properties_a_NiTi_alloy_with_shape_memory_and_classical_structural_materials/links/0deec53a9bf06a9479000000/Comparative-study-of-dynamic-properties-a-NiTi-alloy-with-shape-memory-and-classical-structural-materials.pdf>. Acesso em: 05 dez. 2018.

SILVA, R. F. **Caracterização da zona termicamente afetada de aço produzido via resfriamento acelerado.** Dissertação (mestrado em engenharia metalúrgica) - UFMG. Minas Gerais, 2010. Disponível em: <<http://www.bibliotecadigital.ufmg.br/dspace/handle/1843/MAPO-88NPWB>>. Acesso em: 16 dez. 2018.

SOUZA, R.E.A. **Corrosão de liga com memória de forma de cu-al-ni em fluido produzido de campo terrestre de petróleo.** Dissertação (Mestrado em engenharia de processos) - Universidade Tiradentes. Aracajú, 2007. Disponível em: <<http://livros01.livrosgratis.com.br/cp044143.pdf>>. Acesso em: 03 jan. 2019.

TENÓRIO, P.I.B. **Desenvolvimento de uma centrífuga para solidificação de ligas eutéicas em macrogravidade.** 6º Workshop em engenharia e tecnologia espaciais. São José dos Campos, 2015. Disponível em: <https://www.researchgate.net/publication/316490764_Desenvolvimento_de_uma_centrifuga_para_solidificacao_de_ligas_euteticas_em_macrogravidade>. Acesso em: 02 fev. 2019.

TELLES, P.C.S. **Tubulações industriais:** materiais, projeto, montagem. Editora LTC, 9ª Edição, 1997.