



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

INFLUÊNCIA DO PROCESSAMENTO
TERMOMECÂNICO NO COMPORTAMENTO
PSEUDOELÁSTICO DA LIGA COM EFEITO MEMÓRIA
DE FORMA - CuZnAl

AUTOR: PEDRO HENRIQUE ALVES MARTINS

Belo Horizonte, 21 de maio de 2018

Pedro Henrique Alves Martins

**INFLUÊNCIA DO PROCESSAMENTO
TERMOMECÂNICO NO COMPORTAMENTO
PSEUDOELÁSTICO DA LIGA COM EFEITO MEMÓRIA
DE FORMA - CuZnAl**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Manufatura e Materiais

Orientadora: Profa. Dra. Maria Teresa Paulino Aguiar

Co-orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Cetlin

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2018

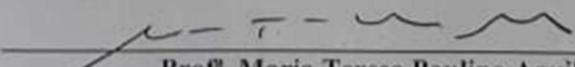


UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

Av. Antônio Carlos, 6627 - Campus Universitário
 31270-901 - Belo Horizonte - MG
 Tel.: +55 31 3409.5145
 E-mail: cpgmec@demec.ufmg.br

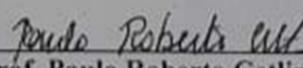
ATA DA QUINGENTÉSIMA QUADRAGÉSIMA DEFESA DE DISSERTAÇÃO DO ALUNO PEDRO HENRIQUE ALVES MARTINS, REGULARMENTE MATRICULADO NO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA DA ESCOLA DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS, REALIZADA NO DIA 21 DE JUNHO DE 2018.

Aos vinte e um dias do mês de junho de 2018, às 14:00 horas, no Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais (sala 3404), à Av. Antônio Carlos, 6627, Campus Universitário, Pampulha, reuniram-se os professores abaixo relacionados, formando a Comissão Examinadora homologada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, para julgar a defesa de dissertação do aluno **PEDRO HENRIQUE ALVES MARTINS**, intitulada: "**INFLUÊNCIA DO PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO NO COMPORTAMENTO PSEUDOELÁSTICO DA LIGA COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA - CUZNAL**", requisito final para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de concentração "**ENGENHARIA DE MANUFATURA E MATERIAIS**". Abrindo a sessão, a Senhora Presidente da Comissão, **Profª. Maria Teresa Paulino Aguilar**, após dar conhecimento aos presentes o teor das normas regulamentares do trabalho final, passou a palavra ao candidato para apresentação de seu trabalho. Seguiu-se a arguição pelos examinadores com a respectiva defesa do candidato. Após a defesa, os membros da Banca Examinadora reuniram-se sem a presença do candidato e do público, para julgamento e expedição do resultado final. Foi atribuída a seguinte indicação: o candidato foi considerado aprovado, por unanimidade. O resultado final foi comunicado publicamente ao candidato pela Senhora Presidente da Comissão. Nada mais havendo a tratar, a Presidente encerrou a reunião e lavrou a presente Ata, que será assinada por todos os membros participantes da Banca Examinadora. Belo Horizonte, 21 de junho de 2018.



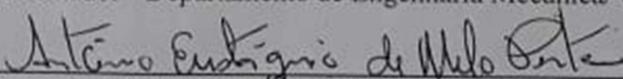
Profª. Maria Teresa Paulino Aguilar

Orientadora - Universidade Federal de Minas Gerais



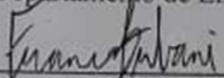
Prof. Paulo Roberto Cetlin

Coordenador - Departamento de Engenharia Mecânica/ UFMG



Prof. Antonio Eustaquio de Melo Pertence

Departamento de Engenharia Mecânica/ UFMG



Dr. Franco de Castro Bubani

Centro Atômico Bariloche

M386e	<p>Martins, Pedro Henrique Alves.</p> <p>Influência do processamento termomecânico no comportamento pseudoelástico da liga com efeito memória de forma - CuZnAl [manuscrito] Pedro Henrique Alves Martins. - 2018. 71 f., enc.: il.</p> <p>Orientadora: Maria Teresa Paulino Aguiar. Coorientador: Paulo Roberto Cetlin.</p> <p>Dissertação (mestrado) Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Bibliografia: f. 68-71.</p> <p>1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Processo de extrusão - Teses. 3. Ligas com efeito de memória - Teses. 4. Ligas de cobre - Teses. I. Aguiar, Maria Teresa Paulino. II. Cetlin, Paulo Roberto, 1946-. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.</p> <p>CDU: 621(043)</p>
-------	---

“Há um tempo em que é preciso abandonar as roupas usadas, que já tem a forma do nosso corpo e esquecer os caminhos que nos levam aos mesmos lugares.

É o tempo da travessia;

E se não ousamos fazê-la;

Teremos ficado para sempre a margem de nós mesmos”

Fernando Pessoa

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus, por ter iluminado meu caminho e ter-me cercado de amigos durante essa jornada.

Aos meus pais, Maria Aparecida Alves Martins e Veraldo José Martins, por todo amor e dedicação.

A minha noiva Luiza e minha irmã Bárbara, por serem companheiras de todas as horas, sempre confiando e incentivando minha busca por mais essa conquista.

Minha gratidão aos meus orientadores, professora Dr^a. Maria Teresa Paulino Aguilari e professor Dr. Paulo Roberto Cetlin, excelentes mestres, pelo carinho, amizade, apoio e grande competência em transmitir os conhecimentos necessários à minha formação acadêmica.

Ao pesquisador Franco de Castro Bubani, pelo apoio, grande competência e cooperação na produção deste trabalho.

Ao meu amigo Daniel Rust Ribeiro, pela amizade, recepção e condução de meus primeiros passos na instituição.

Aos professores e funcionários da UFMG, em especial ao Programa de Engenharia Mecânica e Colegiado de Pós-Graduação por me propiciarem essa formação.

Aos professores Vicente Tadeu Lopes Buono, Eric Marchezini Mazzer Elvivo, Paulo J. Modenesi e Antônio Eustáquio de Melo Pertence pelo apoio, atenção e ensinamentos em todas as fases de elaboração desta dissertação.

Aos amigos e colegas dessa jornada especialmente Bruno, Gabriela, Daniel, Natanael, Lucas, Maria Elisa, Benedito, Cleber, Adriano, Paula e Paulo pela companhia constante, amizade e cooperação.

A todos que contribuíram direta e indiretamente para a conclusão deste trabalho, o meu eterno e carinhoso agradecimento.

Meus sinceros agradecimentos.

RESUMO

As ligas com efeito memória à base de cobre têm se mostrado promissoras para a fabricação de diversos dispositivos não convencionais, tais como sensores/atuadores e amortecedores de vibrações mecânicas. Um dos fatores que limitam a utilização comercial dessas ligas é a sua fragilidade, o que gera dificuldades durante o processamento termomecânico. Neste trabalho, se avalia um método de extrusão a quente de uma liga 75,50% Cu, 16,74% Zn, 7,76% Al (% em peso). Os efeitos do processamento termomecânico na microestrutura e nas propriedades pseudoelásticas da liga são avaliados por meio de metalografia ótica, difratometria de raio x, ensaios de microdureza e ensaios de compressão. Os resultados indicam que a extrusão a quente é um método adequado para se obter grandes reduções de seção transversal na liga CuZnAl com efeito memória estudada. Observou-se que o efeito pseudoelástico da liga é mantido após a extrusão e que as alterações no comportamento mecânico provocadas pelo surgimento de precipitados durante o processamento a quente da liga podem ser minimizadas por um tratamento térmico de dissolução de precipitados.

Palavras Chaves: extrusão a quente, ligas com efeito memória, processamento termomecânico, pseudoelasticidade, ligas a base Cu.

ABSTRACT

Cu-base shape-memory alloys are promising engineering materials for several unconventional devices, such as sensors, actuators and mechanical vibration dampers. Brittleness is one of the factors that limit the commercial use of these alloys, as it makes thermomechanical processing difficult. In this work, a method for the hot extrusion of a 75.50% Cu, 16.74% Zn, 7.76% Al (weight %) alloy is presented. The effects of the thermomechanical processing in the microstructure and the pseudoelastic behavior of the alloy are assessed by optical metallography, compression and hardness tests. Results show that hot extrusion is a suitable method to obtain severe cross-section reductions in the CuZnAl shape-memory alloy studied. The alloy maintained its pseudoelastic effect after the extrusion and the modifications in the mechanical behavior caused by precipitation during hot extrusion can be minimized by a suitable precipitate dissolution heat treatment.

Keywords: *hot extrusion, pseudoelastic, shape-memory alloy, thermomechanical processing, Cu-base alloys.*

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3. 1 - TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA	18
FIGURA 3. 2 - EVOLUÇÃO DO PROCESSO DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE DAS LMF's	19
FIGURA 3.3 – CICLO DE CARREGAMENTO E DESCARREGAMENTO TÍPICO DE UMA LMF (A) E REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE (B)	21
FIGURA 3.4 – COMPORTAMENTO PSEUDOELÁSTICO DE UMA LMF DE Cu13,5%Al4,0Ni (%EM MASSA) TEMPERATURA ACIMA DE Af À 440K	22
FIGURA 3.5 – RELAÇÃO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE DURANTE UM CARREGAMENTO/DESCARREGAMENTO A TEMPERATURA CONSTANTE	24
FIGURA 3.6 – RELAÇÃO TENSÃO VS. DEFORMAÇÃO EM TEMPERATURAS CONSTANTES (T1 > ... > T6)	25
FIGURA 3.7 – ARRANJOS TÍPICOS DE ROLOS PARA LAMINADORES. (A) LAMINADOR DUO; (B) LAMINADOR DUO REVERSÍVEL; (C) LAMINADOR TRIO; (D) LAMINADOR QUÁDRUO; (C) LAMINADOR AGRUPADO	27
FIGURA 3.8 - (A) DESENHO ESQUEMÁTICO DE UMA BANCADA DE TREFILAÇÃO; (B) SEÇÃO TRANSVERSAL DE UMA MATRIZ (FIEIRA) DE TREFILAÇÃO	28
FIGURA 3.9 - (A) DESENHO ESQUEMÁTICO DE UMA EXTRUSÃO DIRETA; (B) DESENHO ESQUEMÁTICO DE UMA EXTRUSÃO INDIRETA	30
FIGURA 3.10 - CURVAS TÍPICAS DE PRESSÃO DE EXTRUSÃO CONTRA O PERCURSO DO ÊMBULO PARA A EXTRUSÃO DIRETA E INDIRETA	31
FIGURA 4.1 – FLUXOGRAMA DO ANDAMENTO DO TRABALHO.....	34
FIGURA 4.2 – MONTAGEM ESQUEMÁTICA DA MATRIZ DE EXTRUSÃO A QUENTE UTILIZADA	36
FIGURA 4.3 – MONTAGEM DA MATRIZ DE EXTRUSÃO NA MÁQUINA DE TRAÇÃO E COMPRESSÃO KRATOS	37
FIGURA 4.4 – ACOPLAMENTO DAS 3 RESISTÊNCIAS À MATRIZ DE EXTRUSÃO (A) E TEMPERATURA DE TRABALHO DE 400°C (B)	38
FIGURA 4.5 - MONTAGEM FINAL NA MÁQUINA DE TRAÇÃO E COMPRESSÃO KRATOS.....	39
FIGURA 5.1 – MICROSCOPIA ÓPTICA DA LIGA DE CuZnAl NO ESTADO BRUTO DE FUSÃO. AUMENTO DE 50X	45
FIGURA 5.2 – MICROSCOPIA ÓPTICA DA LIGA DE CuZnAl NO ESTADO BRUTO DE FUSÃO. AUMENTO DE 50X	45

FIGURA 5.3 – MICROSCOPIA ÓPTICA DA LIGA DE CUZNAL NO ESTADO BRUTO DE FUSÃO, APÓS TRATAMENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZAÇÃO. AUMENTO DE 50X.....	46
FIGURA 5.4 – MICROSCOPIA ÓPTICA DA LIGA DE CUZNAL APÓS UM PASSE DE EXTRUSÃO. AUMENTO DE 50X	46
FIGURA 5.5 – MICROSCOPIA ÓPTICA DA LIGA DE CUZNAL APÓS UM PASSE DE EXTRUSÃO. AUMENTO DE 50X	47
FIGURA 5.6 – MICROSCOPIA ÓPTICA DA LIGA DE CUZNAL APÓS UM PASSE DE EXTRUSÃO E TRATAMENTO TÉRMICO. AUMENTO DE 50X	48
FIGURA 5.7 – MICROSCOPIA ÓPTICA DA LIGA DE CUZNAL APÓS UM PASSE DE EXTRUSÃO E TRATAMENTO TÉRMICO. AUMENTO DE 50X	48
FIGURA 5.8 – MICROSCOPIA ÓPTICA DA LIGA DE CUZNAL APÓS DOIS PASSES DE EXTRUSÃO, AUMENTO DE 50X.....	48
FIGURA 5.9 – MICROSCOPIA ÓPTICA DA LIGA DE CUZNAL APÓS DOIS PASSES DE EXTRUSÃO, AUMENTO DE 200X.....	49
FIGURA 5.10 – MICROSCOPIA ÓPTICA DA LIGA DE CUZNAL APÓS DOIS PASSES DE EXTRUSÃO, AUMENTO DE 200X	49
FIGURA 5.11 – MICROSCOPIA ÓPTICA DA LIGA DE CUZNAL APÓS DOIS PASSES DE EXTRUSÃO, AUMENTO DE 200X	50
FIGURA 5.12 – MICROSCOPIA ÓPTICA DA LIGA DE CUZNAL APÓS DOIS PASSES DE EXTRUSÃO, UTILIZANDO LUZ POLARIZADA, AUMENTO DE 200X. INDICAR XXXXX	50
FIGURA 5.13 – MICROSCOPIA ÓPTICA DA LIGA DE CUZNAL APÓS DOIS PASSES DE EXTRUSÃO, UTILIZANDO LUZ POLARIZADA, AUMENTO DE 200X.....	51
FIGURA 5.14 – DIFRACTOGRAMA DE RAIOS -X DA LIGA DE CUZNAL NO ESTADO BRUTO DE FUSÃO.....	52
FIGURA 5.15 – DIFRACTOGRAMA DE RAIOS -X DA LIGA DE CUZNAL NO ESTADO BRUTO DE FUSÃO APÓS TRATAMENTO TÉRMICO	53
FIGURA 5.16 – DIFRACTOGRAMA DE RAIOS -X DA LIGA DE CUZNAL APÓS UM PASSE DE EXTRUSÃO	54
FIGURA 5.17 – DIFRACTOGRAMA DE RAIOS -X DA LIGA DE CUZNAL APÓS UM PASSE DE EXTRUSÃO E TRATAMENTO TÉRMICO	54
FIGURA 5.18 – DIFRACTOGRAMA DE RAIOS -X DA LIGA DE CUZNAL APÓS DOIS PASSES DE EXTRUSÃO	55

FIGURA 5.19 – DIFRACTOGRAMA DE RAIOS -X DA LIGA DE CUZNAL APÓS DOIS PASSES DE EXTRUSÃO COM TRATAMENTO TÉRMICO.....	55
--	----

LISTA DE GRÁFICOS

GRÁFICO 5.1 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL NO ESTADO BRUTO DE FUSÃO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 1% E FREQUÊNCIA 1 HZ.....	58
GRÁFICO 5.2 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL NO ESTADO BRUTO DE FUSÃO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 2% E FREQUÊNCIA 1 HZ.....	58
GRÁFICO 5.3 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL NO ESTADO BRUTO DE FUSÃO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 3% E FREQUÊNCIA 1 HZ.....	60
GRÁFICO 5.4 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL APÓS UM PASSE DE EXTRUSÃO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 1% E FREQUÊNCIA 1 HZ	60
GRÁFICO 5.5 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL APÓS UM PASSE DE EXTRUSÃO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 2% E FREQUÊNCIA 1 HZ	61
GRÁFICO 5.6 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL APÓS UM PASSE DE EXTRUSÃO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 3% E FREQUÊNCIA 1 HZ	61
GRÁFICO 5.7 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL APÓS UM PASSE DE EXTRUSÃO E TRATAMENTO TÉRMICO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 1% E FREQUÊNCIA 1 HZ.....	63
GRÁFICO 5.8 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL APÓS UM PASSE DE EXTRUSÃO E TRATAMENTO TÉRMICO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 2% E FREQUÊNCIA 1 HZ.....	63
GRÁFICO 5.9 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL APÓS UM PASSE DE EXTRUSÃO E TRATAMENTO TÉRMICO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 3% E FREQUÊNCIA 1 HZ.....	64
GRÁFICO 5.10 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL APÓS DOIS PASSES DE EXTRUSÃO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 1% E FREQUÊNCIA 1 HZ	64

GRÁFICO 5.11 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL APÓS DOIS PASSES DE EXTRUSÃO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 2% E FREQUÊNCIA 1 HZ.....	65
GRÁFICO 5.12 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL APÓS DOIS PASSES DE EXTRUSÃO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 3% E FREQUÊNCIA 1 HZ.....	65
GRÁFICO 5.13 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL APÓS DOIS PASSES DE EXTRUSÃO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO E TRATAMENTO TÉRMICO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 1% E FREQUÊNCIA 1 HZ.....	66
GRÁFICO 5.14 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL APÓS DOIS PASSES DE EXTRUSÃO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO E TRATAMENTO TÉRMICO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 2% E FREQUÊNCIA 1 HZ.....	66
GRÁFICO 5.15 – CICLO DE HISTERESE DE UMA LIGA DE CUZNAL APÓS DOIS PASSES DE EXTRUSÃO, SUBMETIDA A 100 CICLOS DE COMPRESSÃO E TRATAMENTO TÉRMICO COM DEFORMAÇÃO MÁXIMA DE 3% E FREQUÊNCIA 1 HZ.....	67

LISTA DE TABELAS

TABELA 4.1 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO MATERIAL.....	38
TABELA 4.2 – CONDIÇÕES DAS AMOSTRAS ESTUDADAS	38
TABELA 5.1 – MÉDIAS DAS DUREZAS	51

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

EMF	Efeito Memória de Forma
LMF	Ligas com Memória de Forma
Ms	Temperatura de início da transformação direta ou martensítica
Mf	Temperatura de término da transformação direta
As	Temperatura de início da transformação inversa ou austenítica
Af	Temperatura de termino da transformação inversa
Md	Temperatura crítica
TM	Transformação martensítica
TMR	Transformações de fase martensítica reversíveis
ASTM	American Society for Testing and Materials
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais
Cp's	Corpos de prova

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	17
2. OBJETIVOS	19
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1 EFEITO MEMÓRIA DE FORMA	20
3.2 PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO	28
3.2.1 <i>Classificação dos processos de laminação</i>	29
3.2.2 <i>Classificação dos processos de trefilação</i>	31
3.2.3 <i>Classificação dos processos de extrusão</i>	32
3.2.4 <i>Extrusão a quente</i>	33
3.2.5 <i>Fratura nos contornos dos grãos de ligas com efeito memória de base</i>	35
4. MATERIAIS E MÉTODOS	36
4.1 Materiais	38
4.2 Métodos	38
4.2.1 <u>Projeto e fabricação da matriz de extrusão</u>	39
4.2.2 <u>Fabricação dos corpos de prova para processamento termomecânico</u>	39
4.2.3 <u>Processamento da liga de CuZnAl</u>	40
4.2.4 <u>Tratamento térmico</u>	42
4.2.5 <u>Caracterização microestrutural</u>	42
4.2.6 <u>Ensaio de compressão uniaxial (histerese)</u>	44
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	46
5.1 PROCESSAMENTO DA LIGA DE CUZNAL	46
5.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	46
5.3 ENSAIOS DE COMPRESSÃO UNIAXIAL	58
6. CONCLUSÕES	67
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	68
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	69

1. INTRODUÇÃO

Algumas ligas metálicas possuem propriedades singulares caracterizadas pelo efeito memória de forma (EMF) e a pseudoelasticidade. Esses materiais, denominados ligas com memória de forma (LMF) são os materiais que possuem a habilidade de sofrer grandes deformações e retornarem a sua forma original através de ciclos de carregamento e descarregamento ou de aquecimento, ambos apropriados, podendo assim apresentar grande potencial para o uso em estruturas inteligentes por responderem e se adaptarem às mudanças do ambiente. (OTSUKA & WAYMAN, 1998, ALAM *et al.*, 2007).

O EFM tem origem na transformação martensítica entre as fases denominadas como austenita e martensita. Um outro efeito conhecido das LMF, ocorre quando o material consegue suportar uma deformação reversível de elevada grandeza; a magnitude da deformação associada a este fenômeno é muito superior ao limite convencional de elasticidade do material. Este efeito é conhecido como pseudoelasticidade (conhecida também como superelasticidade). OTSUKA & WAYMAN, 1999; AMENGUAL, 2005).

O primeiro registro na literatura sobre o efeito memória de forma (em inglês Shape Memory Effect) foi feito por Chang e Read em amostras de uma liga de Au_{47,5}Cd em 1932 e 1951, e em latão (Cobre-Zinco) em 1938 (HODGSON, 2004). Contudo, em 1962 Buehler *et al.*, observaram que ligas equiatômicas de níquel-titânio (NiTi) apresentavam a transformação característica do efeito memória; a partir desse estudo, se iniciaram com mais empenho as pesquisas sobre os aspectos metalúrgicos e as potenciais aplicabilidades destes materiais (W.J BUELHER, 1963). O estudo das ligas com memória de forma continuou e foi se aperfeiçoando desde então, tornando esses materiais em produtos interessantes para diferentes áreas da engenharia como: acoplamentos de tubos, atuadores em sistemas elétricos, aplicações automotivas, antenas para telefones e implantes médicos (OTSUKA, 1998). Nas últimas décadas tem-se observado um interesse crescente pelas LMF, devido à sua grande aplicabilidade nas diversas áreas da engenharia e bioengenharia. Essa importância tem recebido expressivo reforço com a crescente

inclusão de cursos sobre materiais inteligentes nas diversas universidades ao redor do mundo (KANETAKA, 2010; TORRA *et al.* 2015).

Dentre as diversas LMF existentes, as mais conhecidas são as de NiTi, CuZn, CuZnAl, CuAlNi, AuCd, InTi, FePt. Contudo, as ligas que estão sendo preferencialmente estudadas pela comunidade científica são as ligas equiatômicas de NiTi, devido à sua biocompatibilidade, e aquelas à base de cobre (Cu) e as à base ferro (Fe), devido às suas propriedades mecânicas e menor custo de obtenção (FU *et al.*, 2017)

As ligas à base-Cu, apesar de não serem biocompatíveis, poderiam ser utilizadas como atuadores e/ou dispositivos externos, como por exemplo: órteses ativas usuais em casos de reabilitação nas diversas disfunções motoras do corpo humano. Além disso, algumas das LMF de base-Cu apresentam um comportamento significativo do efeito memória de forma e pseudoelasticidade sem a necessidade da introdução de novas fases em seu sistema. Essas ligas também podem ser utilizadas em sistemas de atenuação de vibrações mecânicas na construção civil (TORRA *et al.*, 2015; BUBANI, 2014).

A maioria dos estudos envolvendo ligas de base-Cu com memória de forma utilizam o material somente em seu estado bruto de fusão. Esse fato restringe sua utilização devido às limitações de geometria. Caso haja a necessidade da utilização desses materiais em formas diferentes como barras, chapas ou fios é necessário realizar um processamento termomecânico nas mesmas.

Algumas LMF de base-Cu, especialmente as de CuAlNi, são frágeis e difíceis de serem conformadas mecanicamente devido à sua elevada resistência mecânica e baixa ductilidade, sendo necessário realizar seu processamento a quente. No entanto, esse processo poderia causar fratura frágil intergranular durante as suas diferentes etapas, pois a estrutura bruta de fusão apresenta normalmente um grande tamanho de grão. Neste contexto, este trabalho busca avaliar a influência do processamento termomecânico na microestrutura e nas propriedades pseudoelásticas da LMF de Cu_{16,74}Zn_{7,76}Al, visando a expansão das formas da aplicabilidade desse material.

2 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho foi estudar a influência do processamento termomecânico no comportamento pseudoelástico de uma liga de composição 75,5%Cu16,74% Zn,7,76% Al com efeito memória de forma.

Tendo em vista isso, os seguintes objetivos específicos precisaram ser cumpridos:

- 1- estudar a viabilidade do processamento da liga de Cu16,74Zn7,76Al por deformação a quente;
- 2- estudar a influência do processamento termomecânico no efeito pseudoelástico da liga de Cu16,74Zn7,76Al;
- 3- estudar a influência do processamento termomecânico na microestrutura da liga de Cu16,74Zn7,76Al.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

As ligas com memória de forma (em inglês *Shape-Memory Alloy*) são ligas que possuem a capacidade de recuperar uma forma predefinida quando são submetidas a uma variação de temperatura e/ou uma ação mecânica apropriada. As LFM são mais facilmente deformadas a baixas temperaturas e ao terem um gradiente positivo de temperatura específico, retornam à sua forma original. Essa capacidade de memorizar uma forma predefinida é possível devido as transformações de fase martensítica reversíveis (TMR) induzidas termicamente e/ou mecanicamente (MIYAZAKI, 1989; OTSUKA, 2005).

Normalmente, as TMR acontecem em sistemas de fases intermetálicas metaestáveis, geralmente ordenadas, no qual as transformações, cristalograficamente reversíveis, ocorrem com uma baixa variação na energia de Gibbs do sistema, numa pequena faixa de temperatura, apresentando uma histerese térmica, onde a interface entre as fases participantes, martensítica e de alta temperatura, permanece coerente ou semi-coerente (OTSUKA, 1971; OTSUKA et al., 1992; SILVA 2006).

3.1.1 Transformação martensítica

A transformação martensítica (TM) é a transição de fase no estado sólido que ocorre de maneira virtualmente adifusional, através do deslocamento coordenado e simultâneo dos átomos, produzindo predominantemente distorção da rede cristalina. A transformação produz uma deformação homogênea na rede causando uma alteração na estrutura. A cinética da transformação ocorre na velocidade próxima à do som, e possui geralmente a morfologia de placas, ripas, agulhas ou lentes. (MATLAKHOVA, 2004).

A FIG. 3.1 ilustra a mudança de fase com nucleação de martensita onde ainda se observa a interface das fases matriz e produto definindo o plano de hábito, que é um plano invariante e não distorcido macroscopicamente, onde as plaquetas de martensita se originam (PATOOR, 1978)

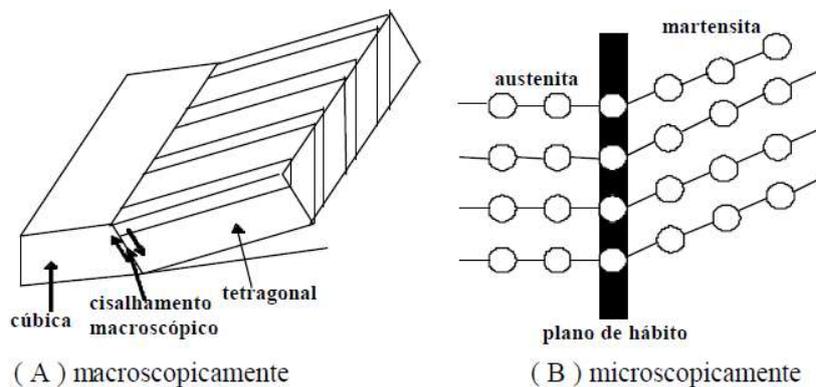


FIGURA 3. 1 - Transformação martensítica

Fonte: MATLAKHOVA, 2004

Este efeito é diferente das transformações martensíticas (TM) que ocorrem em aços comuns, pois neste tipo de material a TM ocorre de forma explosiva com transformação de fase. Essas transformações ocorrem em temperaturas específicas de início e término das fases matriz e produto, podendo ser denominadas como temperaturas termoelásticas (DELAEY, et al., 1974; WAYMAN & HARRISON, 1989). A FIG. 3.2 representa esquematicamente a evolução da fração volumétrica de martensita em função das temperaturas.

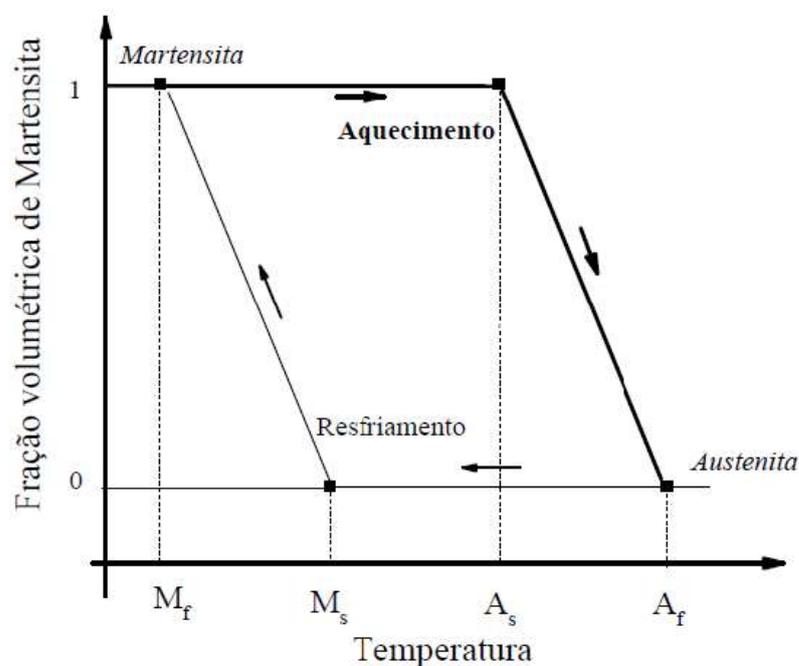


FIGURA 3.2 – EVOLUÇÃO DO PROCESSO DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE DAS LMF'S

Fonte – ALBANO, 2013.

Onde:

- Ms: Temperatura de início da transformação direta ou martensítica;
- Mf: Temperatura de término da transformação direta;
- As: Temperatura de início da transformação inversa ou austenítica;
- Af: Temperatura de termino da transformação inversa.

Reduzindo-se até uma determinada temperatura sem aplicar esforços mecânicos, a fase austenítica começa a se transformar em uma fase martensítica; essa temperatura recebe o nome Ms, que é a temperatura de início ou aparecimento da fase martensítica. A temperatura na qual há o fim da transformação martensítica, recebe o nome de Mf. Nas LMF a transformação induzida termicamente permite que a martensita retorne à fase austenítica quando o material é aquecido. A temperatura em que se inicia a transformação da fase martensítica para austenítica recebe o nome de As e a temperatura final da transformação é denominada Af. É importante salientar que as temperaturas de transformação da austenita para a martensita diferem quando da sua transformação no sentido inverso (martensita para austenita), sendo que a Ms é superior a Mf, Ms é inferior a As e Af superior a As. A diferença entre essas temperaturas ocasiona uma histerese entre as transformações das fases, no sentido austenita para martensita e vice-versa (KIM, 2005; SOUL, 2011).

É importante ressaltar que as temperaturas de transformação são características de cada liga e podem variar em função da composição química e de seu histórico termomecânico (DEALAEY, 1974). Nota-se também que as transformações diretas e reversas seguem caminhos distintos, o que ocasiona uma histerese da transformação. A histerese originada por estas transformações está diretamente relacionada à dissipação de energia causada pelo choque de discordâncias e a criação de defeitos cristalinos (SILVA & CASTILHO, 2011).

A martensita pode ser formada pela transformação atérmica ou isotérmica. Na transformação atérmica os núcleos se formam e não continuam a crescer após nucleados, desde que a temperatura Mf não seja atingida. Neste caso a transformação depende somente das temperaturas inicial e final do processo. Na transformação isotérmica a

velocidade de nucleação depende do tempo e da fração transformada, sendo independente da temperatura (DEALAEY, 1974).

A manifestação integral do efeito memória de forma depende normalmente de que ocorra a totalidade da transformação em martensita uma vez que este efeito está associado às variações das variantes desta fase, dando origem à modificação de forma macroscópica. A manifestação desta propriedade é proporcional à fração transformada em martensita (SILVA & CASTILHO, 2011).

3.1.2 Efeito pseudoelástico

O fenômeno conhecido como pseudoelasticidade (conhecido também como superelasticidade) ocorre durante a aplicação de um ciclo ou mais ciclos de carregamento(s) e descarregamento(s) realizado(s) a uma temperatura elevada, entre a temperatura final de transformação austenítica (A_f) e a temperatura crítica (M_d), sendo A_f a temperatura na qual a martensita é induzida sob tensão durante uma deformação reversível. Retirando-se o carregamento, a martensita induzida mecanicamente retorna a fase austenítica e o material recupera sua forma original (OTSUKA & WAYMAN, 1999; AMENGUAL, 2005).

Esta martensita induzida mecanicamente também é denominada martensita demaçada, caso a tensão aplicada for superior a tensão crítica de cisalhamento do material, poderá causar escorregamento, resultando em deformação plástica do material e em uma recuperação de forma incompleta (OTSUKA & SHIMAZU, 1986). Simultaneamente, ocorre a movimentação de contornos de macla nas subestruturas de martensita, dando origem ao processo conhecido como demaço (WAYMAN & DUERIG, 1990). A energia para ocorrência da demaço geralmente é menor do que a reorientação e, por isso, em escala microestrutural, ela só ocorre após a reorientação.

As tensões associadas à transformação austenita para martensita são superiores às tensões de transformação reversa, martensita induzida para austenita, gerando uma histerese e dissipação de energia pelo material, o que pode ser aproveitado em dispositivos de amortecimento (LAGOUDAS, 2008). A FIG 3.3(a) representa um ciclo de carregamento

e descarregamento típico de uma LMF e a FIG 3.3(b) é a representação esquemática das transformações de fase.

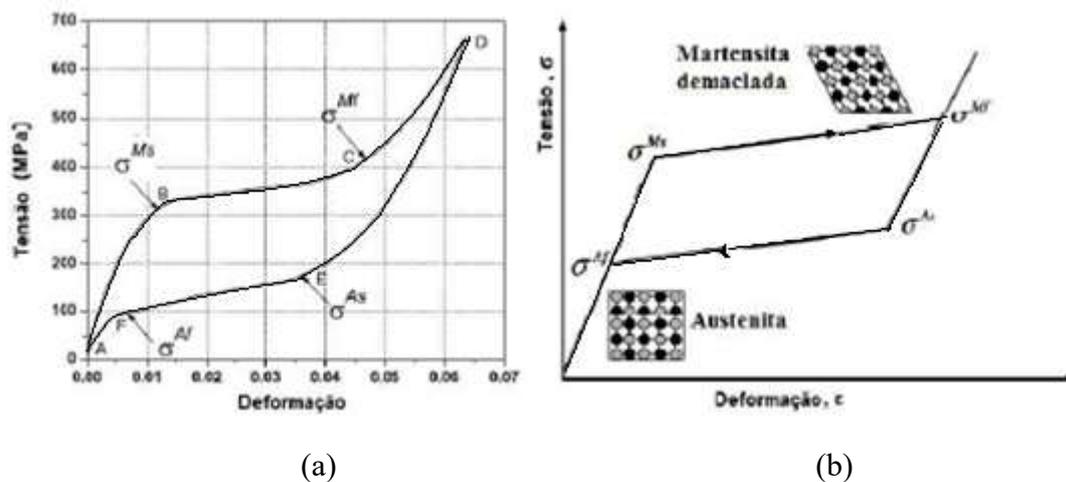


FIGURA 3.3 – Ciclo de carregamento e descarregamento típico de uma LMF (a) e representação esquemática das transformações de fase (b).

Fonte – LAGOUDAS, 2008 adaptado.

Picornell *et. al* (2006), avaliaram o comportamento pseudoelástico de uma liga monocristalina de base-Cu de CuAlNi submetida ao ensaio de tração; a temperatura utilizada foi superior a A_f , sendo ela aproximadamente 440 K. Este estudo avaliou o comportamento pseudoelástico da liga de duas maneiras: através dos cálculos teóricos (linhas pontilhadas) e através dos resultados experimentais (linhas cheias). O patamar de pseudoescoamento (região no gráfico no qual a estabilização da tensão e transformação da fase austenita para martensita) sofre alterações comparáveis tanto no carregamento como no descarregamento, de acordo com as deformações aplicadas, como pode ser observado na FIG. 3.4.

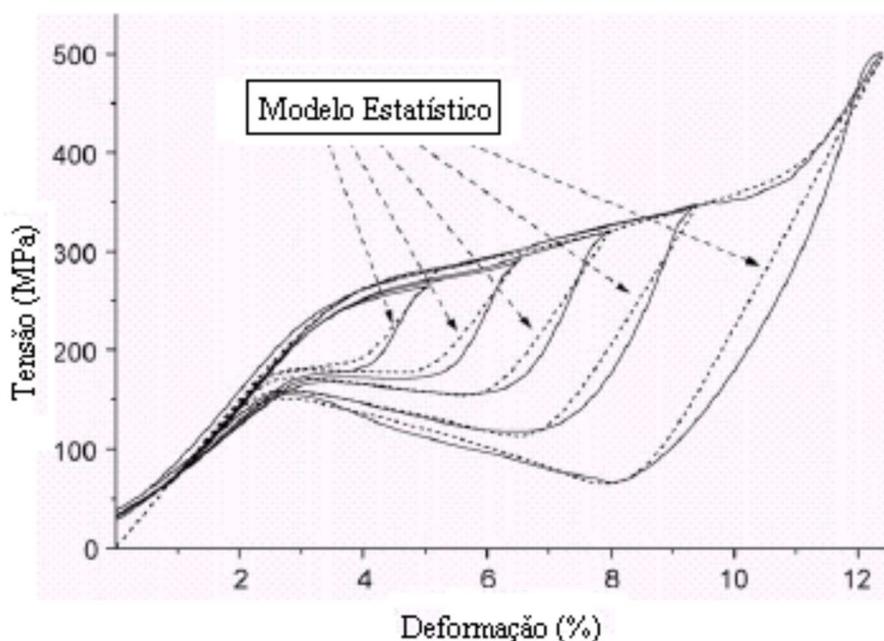


FIGURA 3.4 – Comportamento pseudoelástico de uma LMF de Cu13,5%Al4,0Ni (%em massa) temperatura acima de A_f à 440K

Fonte: PICORNELL *et. al*, 2006.

3.1.3 Ensaios cíclicos de compressão em ligas com efeito memória de forma

Para uma melhor compreensão do comportamento mecânico e microestrutural das LFM, Huang (1998), descreve as etapas que ocorrem durante os ensaios que avaliam o efeito pseudoelástico apresentado por algumas LMF.

Huang (1998) considerou o tipo mais simples de carregamento: extensão unidimensional de um fio uniforme de uma LFM realizando ensaios de tração. Neste caso, as transformações de fase podem ser descritas em termos de três variáveis externas, sendo elas: σ (tensão), ε (deformação) e T (temperatura) e três variáveis internas: a fração de austenita ξ^A , a fração de martensita maclada ξ^{Mm} e a fração de martensita de demaclada ξ^{Md} , onde:

$$\xi^A = \frac{V^A}{V}$$

$$\xi^{Mm} = \frac{V^{Mm}}{V}$$

$$\xi^{Md} = \frac{V^{Md}}{V} \quad (1)$$

No qual:

- V^A é o volume de austenita;
- V^{Mm} é o volume de martensita maclada;
- V^{Md} é o volume de martensita demaclada;
- V é o volume total.

Sendo que:

$$\xi^A + \xi^{Mm} + \xi^{Md} = 1 \quad (2)$$

Para um carregamento e descarregamento a temperatura constante, Huang (1998) utilizou material em forma de fio com seção transversal uniforme, que apresenta uma mistura das fases austenita e martensita maclada. Tendo como as fases iniciais a austenítica (ξ^A) e a martensita maclada (ξ^{Mm}) foi submetido a ensaio de tração. Gerou-se um gráfico como mostrado na FIG. 3.5 (a). Durante o carregamento de a para b, o comportamento apresentado é essencialmente elástico, embora possa acontecer alguma transformação.

Se a tensão supera uma certa tensão crítica, cuja magnitude depende da temperatura da amostra, de repente ocorre uma grande deformação induzida por transformação (b => c). Nesta etapa, as transformações que predominam são as transformações martensíticas e a reorientação da martensita. Após a transformação martensítica ter sido quase concluída, de c para d, há predominância da fase martensítica demaclada.

Durante o descarregamento, após um período de recuperação elástica pura, uma pequena porção da martensita demaclada pode-se transformar de volta ao martensita maclada acompanhada de alguma transformada martensítica reversa (d => e). Se a temperatura da amostra não for muito alta, a descarga adicional poderá causar uma transformação reversa (e => f). Uma possível maneira de recuperar completamente a forma original do material seria aquecendo-o a uma determinada temperatura sob uma tensão nula (SME).

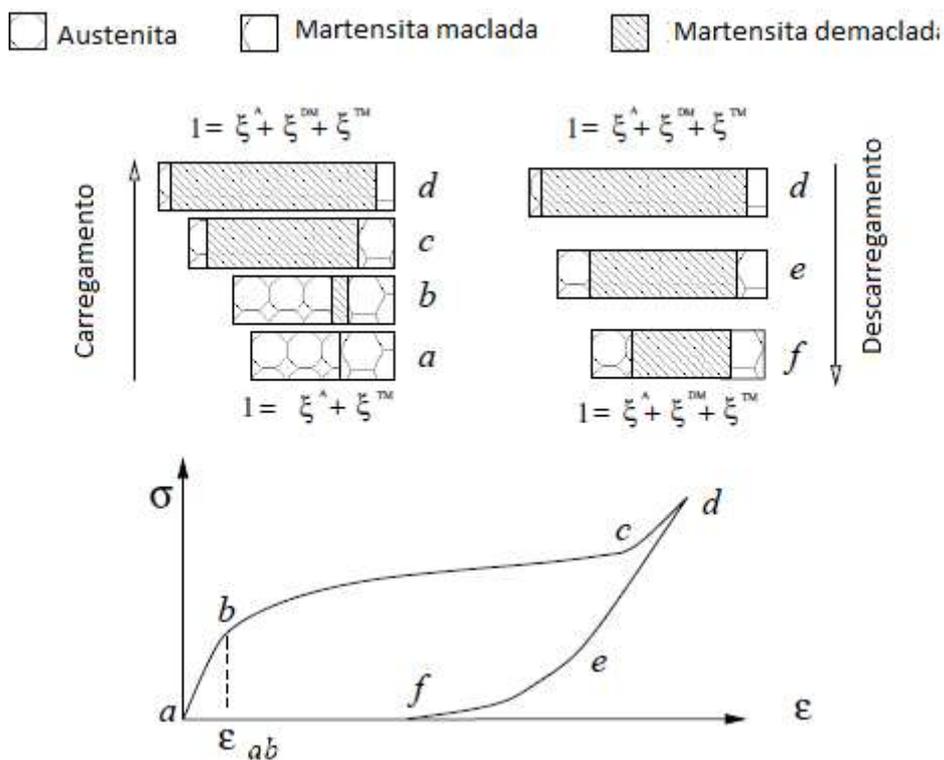


FIGURA 3.5 – Relação das transformações de fase durante um carregamento/descarregamento a temperatura constante.

Fonte: Adaptada de HUANG, 1998.

Hung (1998), também demonstra que a relação tensão versus deformação crítica na qual a transformação inicia-se não diminui conforme o decréscimo da temperatura, mas sim aumenta após certa temperatura, como é mostrado na FIG. 3.6.

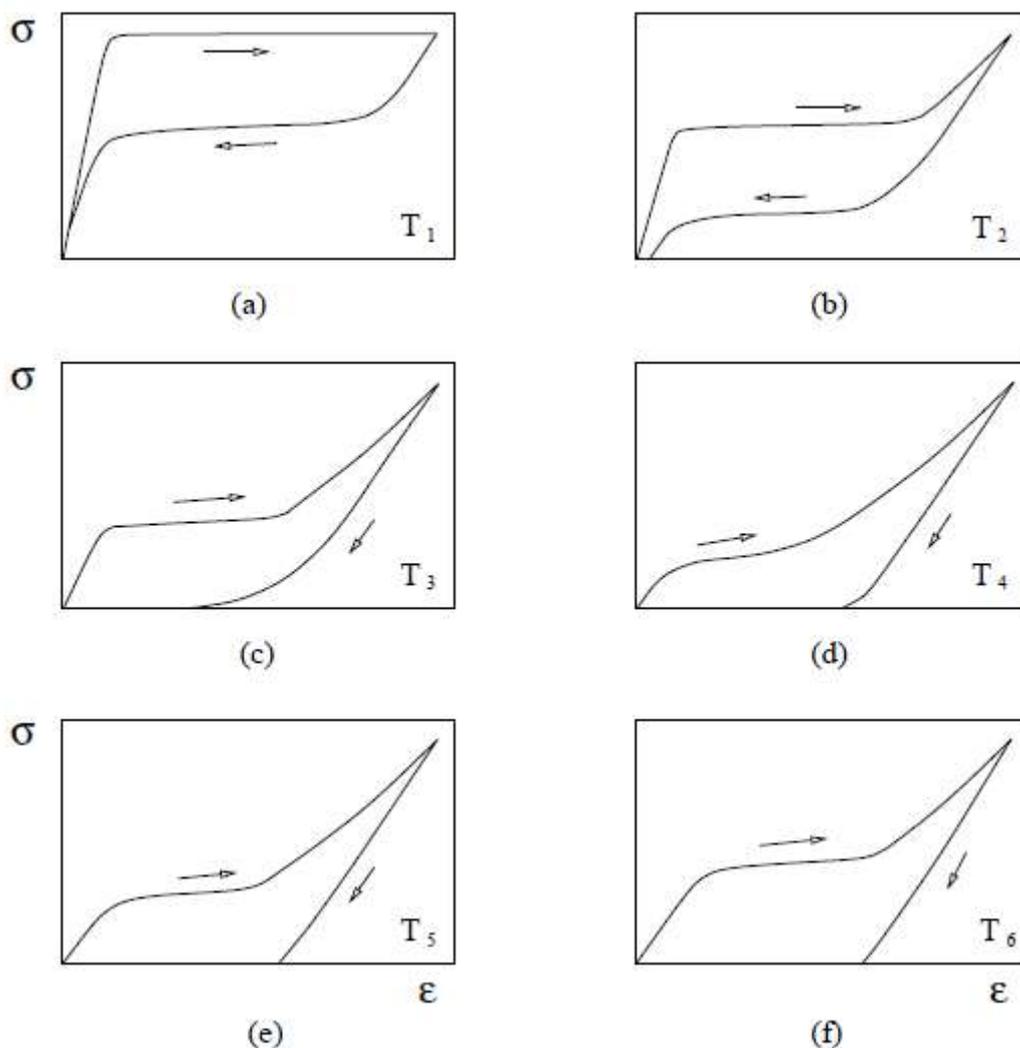


FIGURA 3.6 – Relação tensão vs. deformação em temperaturas constantes ($T_1 > \dots > T_6$)

Fonte: Adaptada de HUANG, 1998.

3.2 PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO

Os principais processos de fabricação de ligas de cobre envolvendo trabalho mecânico são a laminação, a trefilação, a extrusão e o forjamento. Os limites de composição química (teores máximos e mínimos exigidos pelas normas ASTM) estão dentro de intervalos mais estreitos no caso das ligas trabalhadas quando comparadas com as ligas fundidas, ou seja, determinadas composições químicas que são adequadas para fundição em areia ou em molde permanente, são totalmente inaceitáveis para ligas a serem trabalhadas

mecanicamente, quando a ductilidade ou maleabilidade não for suficiente. Dependendo do tipo de liga o produto resultante da conformação da liga de Cobre pode ser placa, chapa, tira, barra, vergalhão, arame ou tubo sem costura. Os principais elementos de liga com o Cobre são o Zinco, o Estanho, o Chumbo, o Níquel, o Silício ou o Alumínio, e em menor grau de importância o Manganês, o Cádmio, o Ferro, o Fósforo, o Arsênio, o Cromo, o Berílio, o Selênio e o Telúrio. Para este trabalho, foram descritos os principais processos utilizados na conformação mecânica de ligas com efeito memória de forma, sendo eles: laminação, trefilação e extrusão.

3.2.1 Classificação dos processos de laminação

Pode-se definir a laminação como um processo de conformação de metais que consiste na passagem de uma peça entre dois rolos que giram, obtendo uma redução da área de uma seção transversal (FIG. 3.7). Esse processamento tornou-se amplamente utilizado tendo uma alta produtividade devido à sua continuidade e por exibir um controle dimensional bastante preciso, além de certa variedade de formas. Durante este processamento o material é submetido a tensões compressivas elevadas, resultantes do atrito entre os rolos e o material. As forças de fricção durante o processamento são também responsáveis pela movimentação do material e conseqüentemente seu tracionamento. (DIETER,1981)

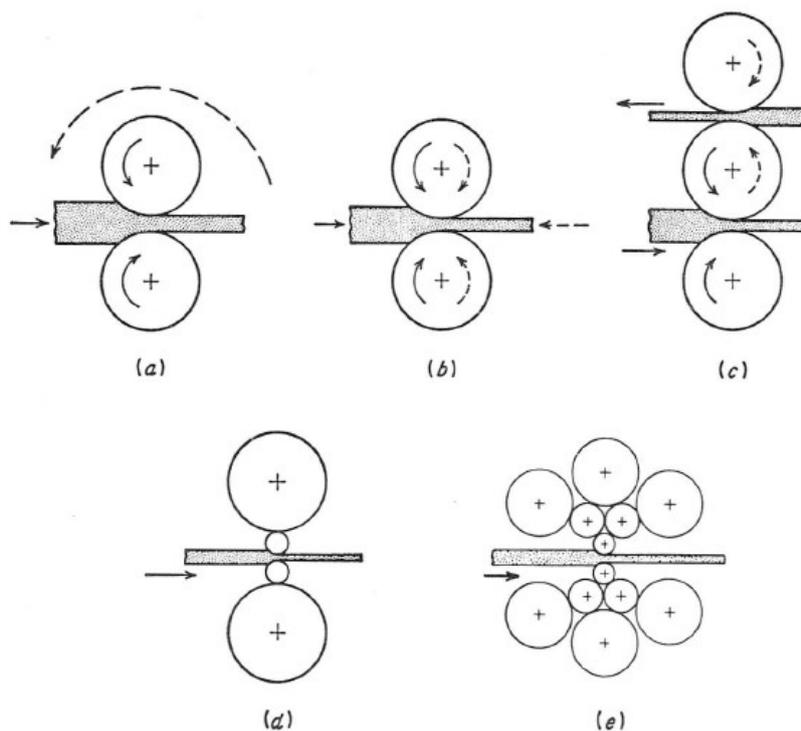


FIGURA 3.7 – Arranjos típicos de rolos para laminadores. (a) Laminador duo; (b) laminador duo reversível; (c) laminador trio; (d) laminador quádruo; (e) laminador agrupado.

Fonte: DIETER, 1981.

Normalmente, é necessário passar o material mais de uma vez entre os cilindros de laminação, pois algumas reduções de áreas desejadas não são possíveis de se obter em apenas um passe. Portanto, torna-se importante que o equipamento de laminação seja capaz de realizar vários passes. (HELMAN, 2010)

O processo de laminação também pode ser feito a quente, utilizando temperaturas relativamente altas, geralmente superiores à temperatura de recristalização do material (aproximadamente 0,6 da temperatura de fusão em K). A redução ou desbaste inicial dos lingotes em blocos ou tarugos é feita normalmente por laminação a quente. Após essa fase segue-se uma nova etapa, ou etapas, de laminação a quente para transformar o produto em chapas grossas, chapas finas, vergalhões, barras, tubos, trilhos ou perfis estruturais. A laminação a frio de metais tem a posição de importância na indústria e produz chapas finas, fitas e folhas finas com bom acabamento superficial, melhoria das propriedades mecânicas e mantendo ainda um controle dimensional do produto final bastante rigoroso. (DIETER, 1981)

3.2.2 Classificação dos processos de trefilação

O processo de trefilação consiste em submeter uma barra através de uma matriz, por intermédio de uma aplicação de uma força de tração à saída da matriz. (HELMAN, 2010). Normalmente as feiras são construídas utilizando carboneto de tungstênio que por apresentarem uma elevada durabilidade, apresentando um diâmetro de entrada de um diâmetro de saída e um ângulo do cone ou ângulo de trefilação. A superfície de entrada é construída com um ângulo maior do que o de trefilação, facilitando o processo de lubrificação. A FIG. 3.8 mostra um exemplo de uma bancada de trefilação.

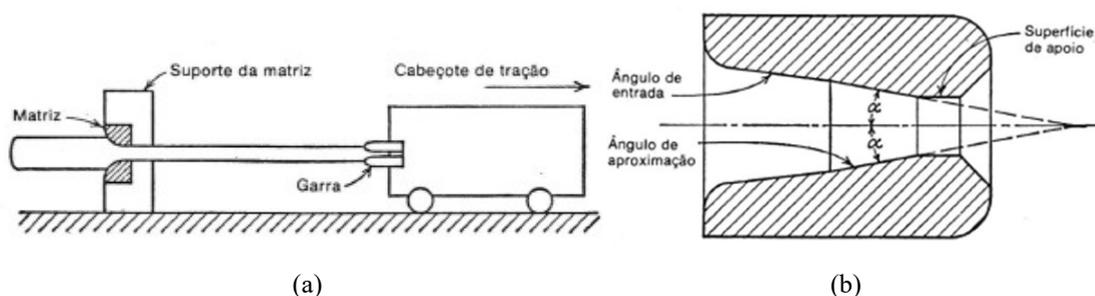


FIGURA 3.8 - (a) Desenho esquemático de uma bancada de trefilação; (b) seção transversal de uma matriz (feira) de trefilação.

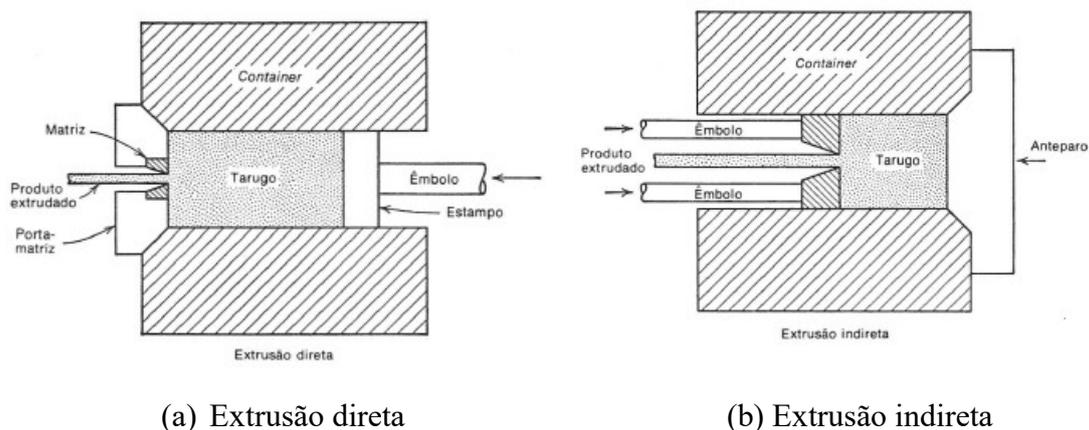
FONTE: DIETER, 1981.

Da redução sucessiva de diâmetro de uma barra metálica maciça podem resultar barras, vergalhões e arames, dependendo do diâmetro do produto final. Por outro lado, a trefilação pode também ser realizada em tubos e, neste caso, existem diversas técnicas empregadas, com a utilização, ou não, de um mandril interno ao tubo e que permite um melhor controle da espessura final da parede do tubo. Usualmente processos de trefilação são realizados à temperatura ambiente; contudo, uma vez que as deformações envolvidas são normalmente grandes, ocorre um aumento considerável de temperatura durante a operação.

3.2.3 Classificação dos processos de extrusão

Na extrusão de materiais metálicos, normalmente é utilizando um tarugo redondo que é pressionado por uma haste em alta pressão através de uma ferramenta de forma desejada, a matriz. A utilização deste processo teve seu auge na indústria no século XX. A extrusão era utilizada principalmente para produção de barras, fios, tubos e secções em ligas de alumínio e ligas de cobre (Extrusion, Second Edition - ASM International 2006). Contudo, em menor quantidade, são produzidos tubos de aço inoxidável, secções de aço e produtos semiacabados em outros metais.

Os dois tipos de maior importância de extrusão são a extrusão direta e a extrusão indireta (conhecida também como extrusão invertida ou reversa). No processo de extrusão direta, um tarugo de metal é colocado num recipiente e submetido a uma pressão através de uma matriz por uma haste ou êmbolo. A matriz é posicionada no extremo do êmbolo em contato com o tarugo. No processo de extrusão indireta, um êmbolo vazado conduz a matriz, enquanto o outro extremo do recipiente é fechado com uma placa. Frequentemente, para a extrusão indireta, o êmbolo é mantido estacionário, e o recipiente com o tarugo faz o movimento. Por causa disso, na extrusão indireta não há um movimento relativo entre as paredes do recipiente e o tarugo, e com isso as forças de atrito são menores e a potência necessária para a extrusão indireta é menor do que para a extrusão direta. Entretanto, existem limitações práticas para a extrusão indireta devido à necessidade de se usar um êmbolo vazado limitando a carga que pode ser aplicada (DIETER, 1981). A FIG. 3.9 ilustra os dois processos de extrusão.



(a) Extrusão direta

(b) Extrusão indireta

FIGURA 3.9 - (a) Desenho esquemático de uma extrusão direta; (b) Desenho esquemático de uma extrusão indireta.

FONTE: DIETER, 1981.

3.2.4 Extrusão a quente

Segundo Dieter 1981, os principais fatores que influenciam no processo de extrusão são:

- o tipo de extrusão, se é direta ou indireta;
- a razão de extrusão;
- a temperatura de trabalho;
- a velocidade de deformação;
- as condições de atrito na matriz e nas paredes do container.

A pressão de extrusão é a força de extrusão dividida pela área da seção transversal do tarugo. Pode-se observar pela FIG. 3.10 a variação da pressão de extrusão em função do percurso do êmbolo para a extrusão direta e indireta. Em um primeiro momento tem-se a elevação brusca na pressão durante o percurso inicial do êmbolo é causado devido à compressão inicial do tarugo até o preenchimento do recipiente de extrusão.

Na extrusão direta o material começa a escoar através da matriz no valor máximo da pressão, denominado como "pressão de rompimento". Após início da passagem do material através da matriz, a pressão necessária para manutenção do escoamento do tarugo é reduzida conforme o comprimento do tarugo no recipiente é reduzido.

Na extrusão indireta, como não há movimentos relativos entre o tarugo e as paredes do container, a pressão de extrusão é aproximadamente constante com o aumento do percurso do êmbolo e representa a tensão necessária para deformar o material através da matriz. Por essas razões, embora pareça um processo mais atrativo, na prática é limitado pela necessidade de se usar um êmbolo vazado que cria limitações ao tamanho da peça extrudada e à pressão de extrusão máxima que pode ser atingida. A maioria das extrusões a quente são feitas pelo processo de extrusão direta. Ao final do percurso em ambos os processos, geralmente interrompe-se o processo deixando um pequeno refugo no recipiente. Esse refugo quase sempre contém defeitos que são indesejáveis no produto.

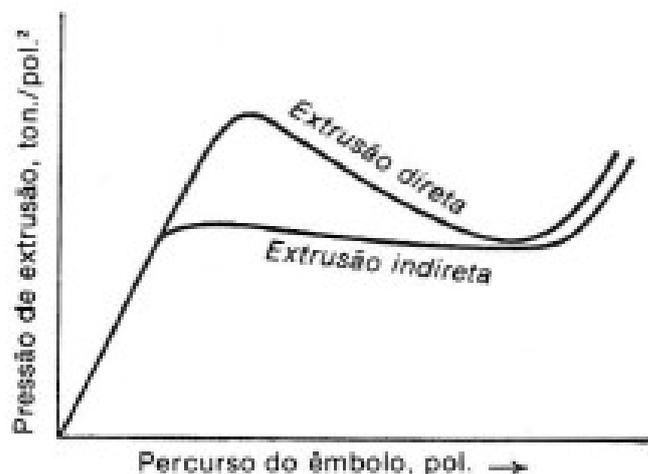


FIGURA 3.10 - Curvas típicas de pressão de extrusão contra o percurso do êmbolo para a extrusão direta e indireta.

Fonte: DIETER, 1981.

A razão de extrusão é a razão da área inicial da seção transversal do tarugo com a área final da seção transversal depois da extrusão, $R = A_o/A_f$ (onde: A_o é a área inicial e A_f área final). É importante observar a distinção entre a percentagem de redução em área, $r = 1 - A_d/A_f$, e a razão de extrusão R , $R = 1/(1 - r)$. Para grandes deformações, R é um parâmetro mais representativo. Por exemplo, a mudança na redução percentual de 0,95 para 0,98 parece relativamente menor se comparada com a mudança proporcional na razão em áreas de $R = 20: 1$ para $R = 50: 1$. Devido à taxa de escoamento de massa ser

constante através da matriz, a velocidade do produto extrudado é a velocidade do êmbolo $\times R$, de maneira que velocidades muito altas podem ser atingidas no plano de saída da matriz.

3.2.5 Fratura nos contornos dos grãos de ligas com efeito memória de base Cu

Uma das principais causas da inviabilidade de utilização das ligas policristalinas à base de cobre é devido à fratura intergranular, que pode ocorrer mesmo após um pequeno número de ciclos térmicos, mecânicos ou termomecânicos (Sakamoto et al., 1981). Sakamoto e Shimizu (1986) listam quatro possíveis causas da fratura em policristais:

- Incompatibilidade de deformação elástica devido à alta anisotropia;
- Incompatibilidade de deformação de transformação;
- Enfraquecimento do contorno de grão;
- Heterogeneidade química no contorno de grão.

A fratura pode acontecer antes ou durante a transformação, variando de acordo com o estado de tensões das ligas. Sakamoto e Shimizu (1986) postularam que a fratura no contorno de grão ocorre quando as tensões geradas numa transformação, que acontece ao lado do contorno de um grão, não são acomodadas em um segundo grão, pois este já estaria acomodado com as tensões de sua própria transformação. Estas análises indicam que a transformação por deformação tem um efeito na fratura do contorno do grão maior que as tensões elásticas.

A primeira causa da fratura no contorno de grão é devida à incompatibilidade de deformações de elasticidade e de transformação. De acordo com Sakamoto et al. (1981), três condições são necessárias para evitar a fratura intergranular nas ligas com EMF. Pequenas agulhas de martensita e tamanho de grão menor geram pequena dependência de orientação durante a transformação e fácil deformação plástica.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O estudo experimental da influência do processamento termomecânico no comportamento pseudoelástico da liga de 75,50% Cu, 16,74% Zn, 7,76% Al (% em peso) consistiu em avaliar a microestrutura do material e o ciclo de histerese antes e após o processamento da liga. Os ensaios foram realizados nos Laboratórios de Metrologia do Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG, Laboratório de Caracterização de Materiais de Construção Civil e Mecânica, Laboratório de Materiais Metálicos, ambos do Departamento de Engenharia de Materiais e Construção da UFMG. Também foi utilizado o Laboratório de Interpretação do Departamento de Metalurgia da UFMG,

Após a usinagem dos corpos de prova (CP's), foi realizado o processamento da LMF por extrusão a quente em dois passes. Após cada passe os materiais foram submetidos a ensaios de microdureza, ensaios de compressão, análise por microscopia óptica com luz polarizada e difratometria de raios-x (DRX). A pesquisa seguiu a sequência exposta pelo fluxograma da FIG. 4.1.

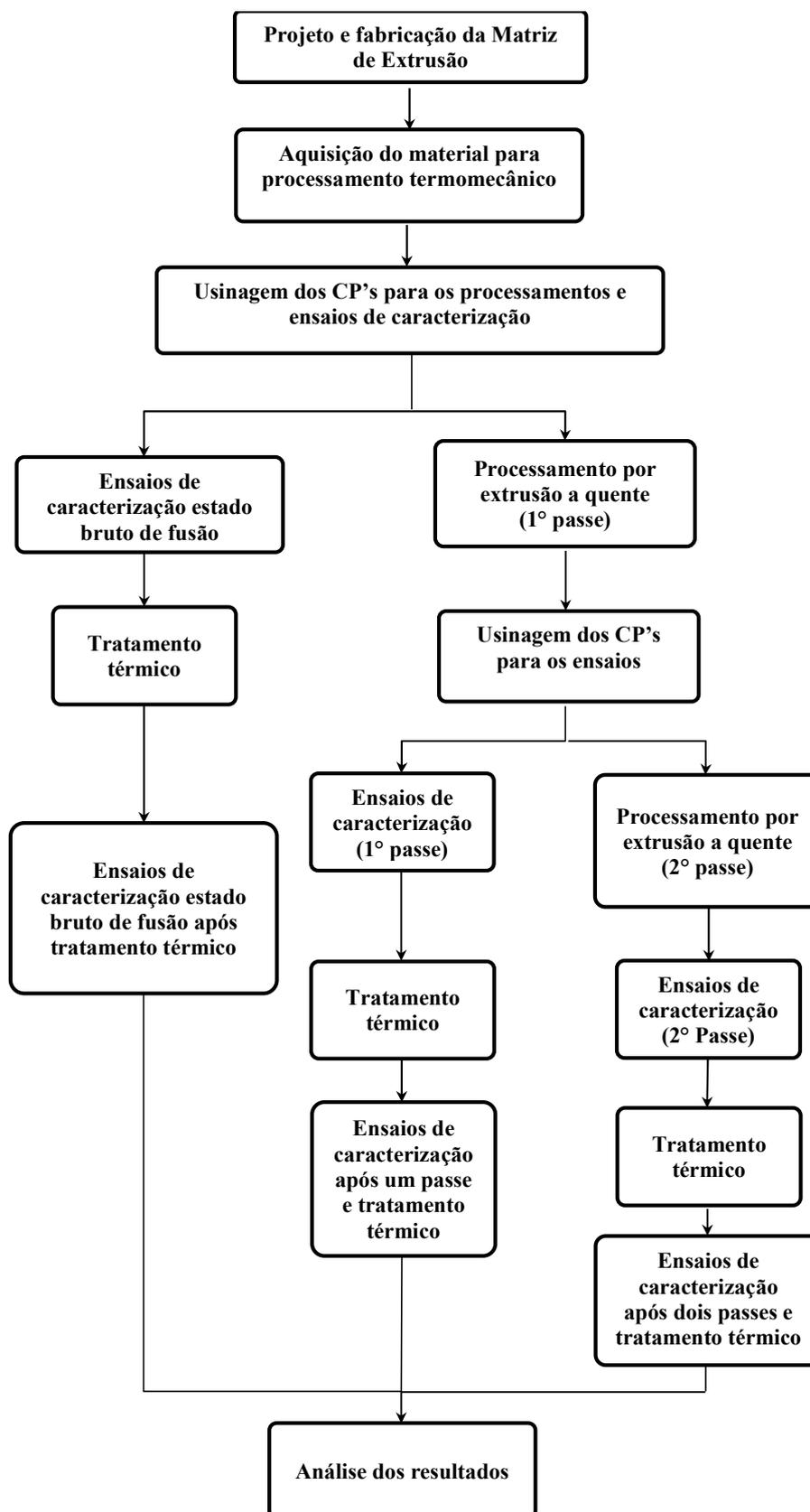


FIGURA 4.1 – Fluxograma do trabalho.

4.1 Materiais

A liga de CuZnAl foi fundida em um forno resistivo no Centro Atômico Bariloche - Argentina (CNEA), na forma de tarugos cilíndrico de dimensões 26mm de diâmetro e 150mm de comprimento e massa de aproximadamente 100 gramas. A tabela 3.1 apresenta a composição química realizado na CNEA.

Tabela 4.1 – Composição química do material.

Composição química da liga CuZnAl			
Elemento	Cu	Zn	Al
Percentual	75,50	16,74	7,76

4.2 Métodos

Primeiramente foi projetada e construída a matriz de extrusão a quente, assim como foram usinados os corpos de prova. Em seguida, a LFM foi caracterizada quanto à microestrutura e pseudoelasticidade. Paralelamente, os corpos de prova foram submetidos ao processamento mecânico e térmico e, novamente caracterizada quanto à microestrutura e pseudoelasticidade. Para a caracterização da microestrutura foram utilizadas microscopia ótica, ensaios de microdureza e difratometria de raios x. No estudo da pseudoelasticidade foram realizados testes de compressão cíclica.

Para realização do estudo as amostras da LMF de CuZnAl foram separadas em 6 grupos distintos, conforme descrito na Tabela 3.2.

Tabela 4.2 – Condições das amostras estudadas

Condição inicial
Estado bruto de fusão
Estado bruto de fusão e tratado termicamente
Após um passe
Após um passe e tratado termicamente
Após dois passes
Após dois passes e tratado termicamente

4.2.1 Projeto e fabricação da matriz de extrusão

Para a realização do processo termomecânico foi projetada e fabricada uma matriz que atendesse as condições da extrusão a quente. Foi confeccionada uma ferramenta composta por cinco peças. O material utilizado foi o aço H13, material usualmente indicado em processos de conformação a quente. A FIG. 4.1, a seguir, ilustra de forma esquemática a montagem das peças que compõem a ferramenta de extrusão utilizada.

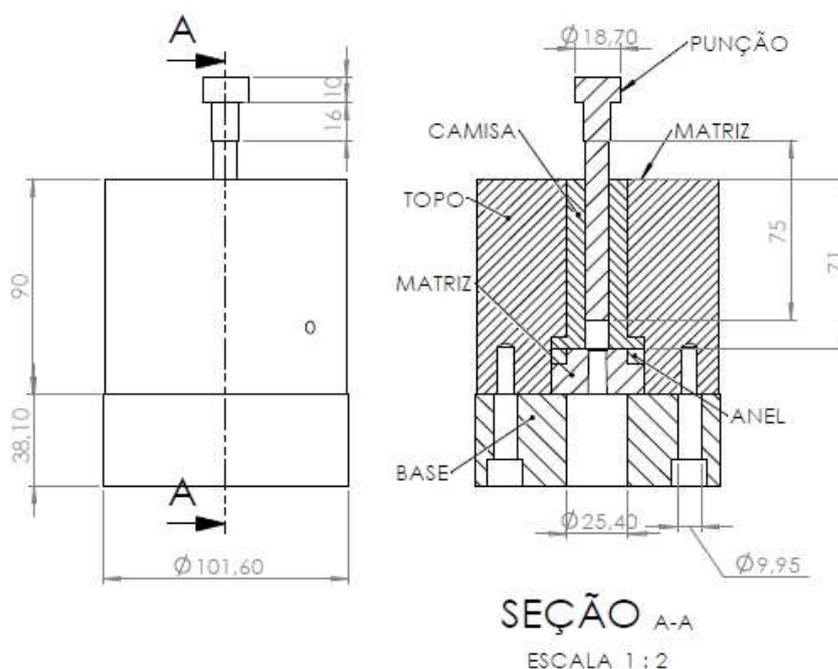


FIGURA 4.2 – Montagem esquemática da matriz de extrusão a quente utilizada.

Para forçar as amostras através do canal da matriz, foram confeccionados punções no mesmo material, H13, e tratados termicamente. Foram fabricados 2 punções com secções transversais circulares diferentes (25,4mm e 12,96mm) conforme FIG. 4.3. Após o primeiro passe, foi adicionado ao conjunto uma camisa no canal da matriz de secção transversal circular de 13mm, foram trocados também o punção e a matriz redutora (12,96mm e 5mm respectivamente) para dar continuidade ao processamento.

4.2.2 Fabricação dos corpos de prova para processamento termomecânico

Foram retirados dois tipos de amostra dos tarugos em seu estado bruto de fusão. A amostra retirada do primeiro tarugo foi destinada à caracterização do material no estado bruto de fusão. A segunda amostra foi submetida ao processo de extrusão, para o qual foi usinada até o diâmetro de aproximadamente 25mm e comprimento de 6mm.

4.2.3 Processamento da liga de CuZnAl

O processamento consistiu na extrusão a quente de amostras em um e dois passes associados a tratamentos térmicos. Para a realização do processamento, a ferramenta de extrusão foi montada em uma máquina de ensaios hidráulica Kratos, com capacidade de 490 kN, sem controle de velocidade e com mostrador de carga analógico, ajustada para exercer um esforço máximo de 245 kN de compressão. Antes de iniciar a extrusão a matriz foi isolada do meio ambiente com lã de vidro e punções, canal da matriz e o punção foram lubrificados com bissulfeto de molibdênio (marca Molykote). A velocidade de aplicação de carga foi de aproximadamente 2 mm/min e a carga máxima aplicada foi próxima de 186,2 kN.



FIGURA 4.3 – Montagem da matriz de extrusão na máquina de tração e compressão Kratos.

Em seguida foi acoplado à matriz um sistema de aquecimento constituído por três resistências que permitiram o aquecimento até 400°C (FIG. 4.4(a)) e só depois conectadas ao sistema de aquecimento, conforme FIG.4.4(b).

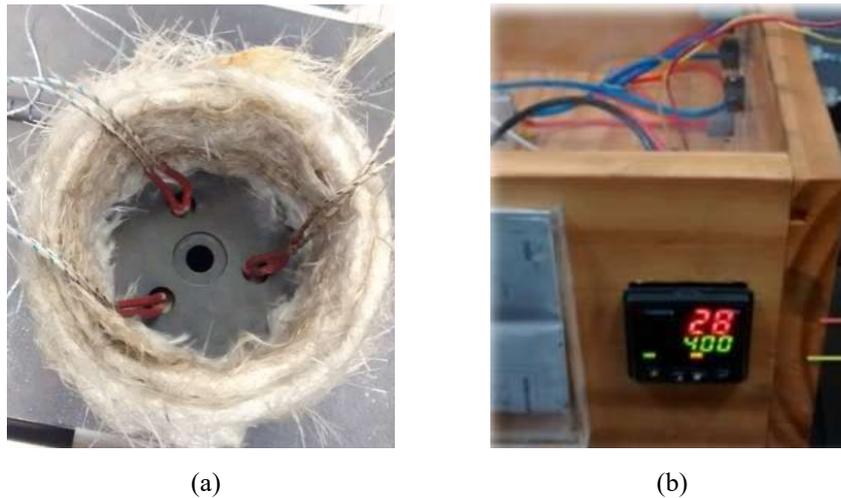


FIGURA 4.4 – Acoplamento das 3 resistências à matriz de extrusão (a) e Temperatura de trabalho de 400°C (b).

Simultaneamente, ao aquecimento da matriz, a mostra da LMF foi aquecida até a temperatura de aproximadamente 700°C, utilizando um maçarico. A temperatura da liga foi avaliada por um termopar conectado a um termômetro digital. Após a estabilização das temperaturas o corpo de prova foi colocado na matriz e sua extremidade foi lubrificada com grafite. A montagem final é mostrada conforme a FIG. 4.5.



FIGURA 4.5 - Montagem final na máquina de tração e compressão Kratos.

Encerrado o primeiro passe de extrusão, foram retiradas duas amostras do material processado, sendo uma amostra transversal do tarugo extrudado, este para a realização dos testes de caracterização descritos anteriormente e outra amostra para continuidade do processamento por extrusão. Realizou-se o corte de forma lenta, constante e com refrigeração para não introduzir tensões e transformações martensíticas irreversíveis indesejadas ao longo no corpo de prova. Com o restante do material extrudado foram realizados os mesmos processos do primeiro passe modificando-se a camisa para diâmetro de 13mm e o punção com o seu diâmetro de 12,84mm e a matriz com redução para 5mm.

4.2.4 Tratamento térmico

Objetivando minimizar os efeitos negativos do processo termomecânico da extrusão, foi realizado um tratamento térmico de solubilização. O tratamento consistiu em submeter a LMF extrudada a um forno industrial a uma temperatura de 950 °C por 15 minutos e posteriormente resfriadas ao ar, sendo que, nesta temperatura, a liga apresenta a dissolução de precipitados que podem ser maléficos ao efeito da memória de forma e pseudoelasticidade (DE MICCO *et al.*, 2007).

4.2.5 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural foi realizada para o material no estado bruto de fusão, estado bruto de fusão após tratamento térmico, após processamento por um passe de extrusão, após um passe com tratamento térmico, após dois passes de extrusão e após dois passes de extrusão com tratamento térmico. Foram realizadas análises por microscopia ótica, dureza e difração de raio-x.

4.2.5.1 Microscopia ótica

Para realizar a análise por microscopia ótica, as amostras foram embutidas em resina a frio. Em seguida foram preparadas metalograficamente com lixas, utilizaram-se as lixadas nas granulometrias de 120, 220, 400, 600, 800, 1200, 2000 e 4000 mesh. As amostras

foram lixadas por aproximadamente 3 a 5 minutos em cada lixa, sendo que somente nas lixas de 120 e 4000 mesh as amostras foram lixadas por 9 minutos. Após a etapa de lixamento, efetuou-se o processo de polimento, primeiramente com pasta de diamante de 3 μm e posteriormente com pasta de 1 μm . O polimento foi feito até que as amostras apresentassem aspecto espelhado; o tempo médio foi de aproximadamente por 40 minutos para cada etapa de polimento. Para o ataque químico, as superfícies das amostras polidas foram umedecidas em uma solução de “Di Cobre”, composta por 65ml de ácido sulfúrico concentrado, 16g de dicromato de potássio, 3g de cloreto de sódio e 800ml de água destilada⁽²⁾. As imagens foram obtidas utilizando microscópio ótico marca Union VERSAMET 3.

4.2.5.2 Ensaio de microdureza

Foi realizado o ensaio de microdureza Vickers. As medições foram realizadas em um microdurômetro Mitutoyo, com capacidade de carga de 1 kgf. Foram realizadas 10 medições em cada um dos corpos de prova analisados, utilizando a carga de 1000 gf. Foram realizados ensaios de microdureza em amostras do material após cada etapa do processamento termomecânico.

4.2.5.3 Ensaio de Difração de Raios -X (DRX)

As análises das fases presentes nas amostras de CuZnAl no estado bruto de fusão e tratadas foram identificadas por meio de difração de raio-x à temperatura ambiente. Os difratogramas foram obtidos utilizando-se um difratômetro da marca SHIMADZU modelo XRD utilizando a radiação Cu-K α com comprimento de onda de $\lambda = 15406\text{\AA}$. As indexações dos picos dos diagramas foram realizadas por comparação com a literatura [1;2]. Os parâmetros de rede foram identificados a partir dos planos de fases, por meio da lei de Bragg e dos espaçamentos interplanares das estruturas CCC e ortorrômbicas, segundo a Equação 1.

$$n\lambda = 2d \sin\theta \quad (1)$$

No qual:

- $n = 1, 2, 3, \dots$ múltiplo inteiro do comprimento de onda;
- λ = comprimento de onda em Å;
- d = distância interplanar em Å;
- θ = ângulo de Bragg.

4.2.6 Ensaio de compressão uniaxial (histerese)

As compressões uniaxiais foram realizadas em uma máquina de ensaios universal INSTRON modelo 5582 com capacidade de 100 kN.

Para os ensaios de compressão uniaxial foram usinados corpos de prova a partir do material nas condições: Estado Bruto, Estado Bruto solubilizado, após um passe, após um passe solubilizado, após dois passes e após dois passes solubilizado. Para evitar alterações na estrutura das amostras, os corpos de prova foram cortados com fluido refrigerante e a frio. Os Cp's foram usinados nas dimensões aproximadas de 5mm de diâmetro e 5 mm de comprimento. Estas dimensões foram escolhidas visando garantir a repetibilidade de forma durante os ciclos de carregamento e descarregamento durante a sequência de compressão.

Após cada ciclo de carregamento e descarregamento foi avaliado se os corpos de prova sofreram deformação plástica, avaliando os limites de deformação da liga de CuZnAl estudada. Os testes de compressão mantiveram o limite percentual de deformação máximo de 3,0%, valor dentro do limite de deformação máxima encontrada na literatura (OTSUKA 1986; OTSUKA, 1998; BUBANI, 2014) evitando deformações plásticas não recuperáveis; os valores de carregamento foram variados para cada amostra.

Os ensaios de compressão foram realizados submetendo as amostras a 3 diferentes limites de deformação recuperáveis, sendo elas 1, 2 e 3% nos diferentes estados das amostras descritos anteriormente. Foi utilizada a frequência de 1 Hz que segundo V.TORRA (2009) é a frequência de mesma magnitude das oscilações causadas por terremotos, sendo que está também foi uma das frequências utilizadas por BUBANI (2014) em seu estudo com essa mesma liga de 75.50% Cu, 16,74% Zn, 7,76% Al (% em peso). Este ensaio teve

como intuito avaliar possíveis variações nos ciclos de histerese e conseqüentemente a variação do comportamento pseudoelástico após o processamento termomecânico.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 PROCESSAMENTO DA LIGA DE CuZnAl

A matriz de extrusão projetada e construída para o processamento termomecânico se mostrou ao longo de todo este estudo eficiente, pois suportou o carregamento máximo de aproximadamente 15 toneladas à temperatura de 400°C. Também, não foi verificado escoamento de material na interface das bases. As reduções de área foram: para o primeiro passe 0,73 e para o segundo passe de 0,85 (ou seja, 73% e 85% respectivamente).

5.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

5.2.1 Microscopia ótica

Nas FIG 5.1 e FIG 5.2 observa-se a microestrutura obtida por microscopia ótica da liga CuZnAl como recebida. Nota-se que o material apresenta uma estrutura bruta de fusão composta por grãos predominantemente equiaxiais, de tamanho médio de aproximadamente 1mm. Nesta condição, o material encontra-se totalmente na fase austenítica, não sendo observada a fase martensítica que segundo a literatura corresponde à fase β (BUBANI, 2014). Em geral, os aspectos microestruturais da liga examinada são semelhantes as ligas policristalinas de CuZnAl encontradas na literatura que foi estudada por CORÍĆ et al. (2012). Na FIG 5.3 tem-se o material após tratamento térmico; não se observaram modificações significativas em sua microestrutura o que se justifica, pois o tratamento térmico visava apenas a homogeneização.

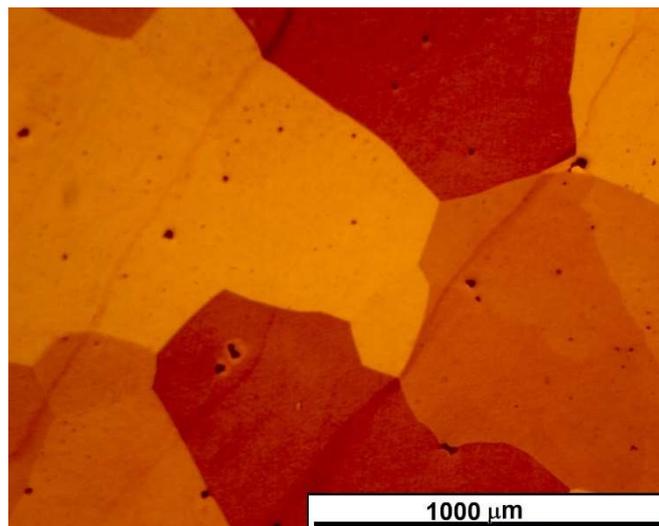


FIGURA 5.1 – Microscopia óptica da liga de CuZnAl no estado bruto de fusão. Aumento de 50X.

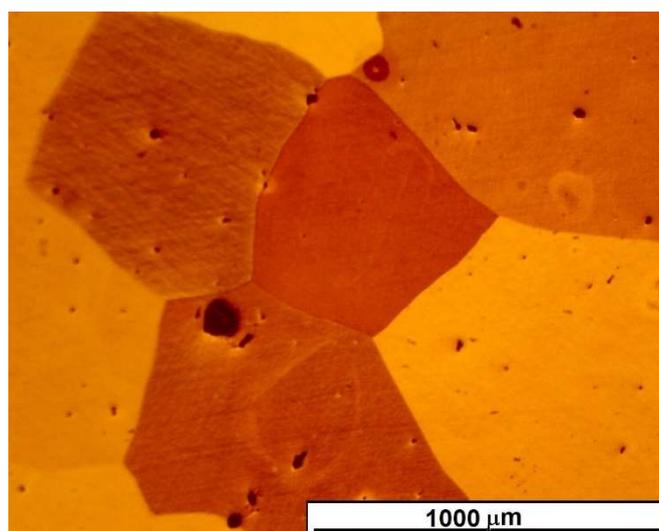


FIGURA 5.2 – Microscopia óptica da liga de CuZnAl no estado bruto de fusão. Aumento de 50X.

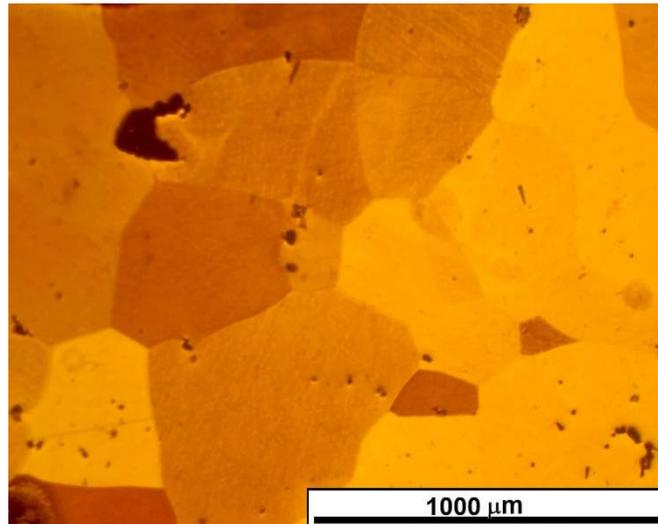


FIGURA 5.3 – Microscopia óptica da liga de CuZnAl no estado bruto de fusão, após tratamento térmico de homogeneização. Aumento de 50X.

Nas FIG 5.4 e FIG 5.5 é mostrada a microestrutura da liga após um passe de extrusão. Em relação ao estado bruto, notam-se alterações no que se refere ao refinamento do tamanho de grão, mas observa-se a manutenção da fase austenítica. Não foram encontradas, após o primeiro passe, estruturas que indicariam a presença da fase martensítica induzida pela deformação causada pela extrusão.

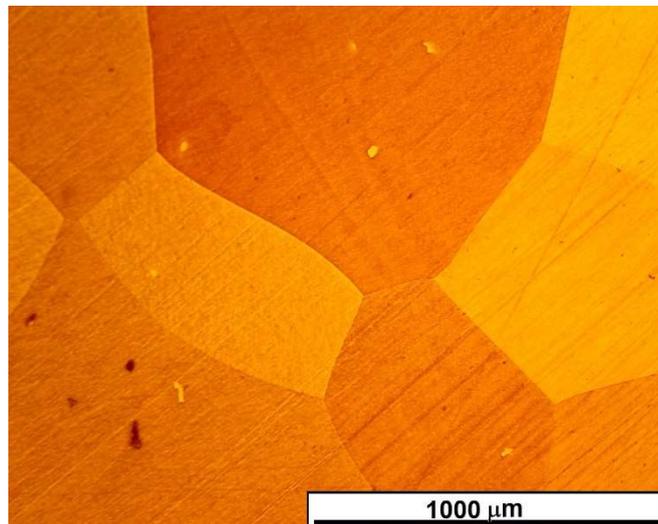


FIGURA 5.4 – Microscopia óptica da liga de CuZnAl após um passe de extrusão. Aumento de 50X.

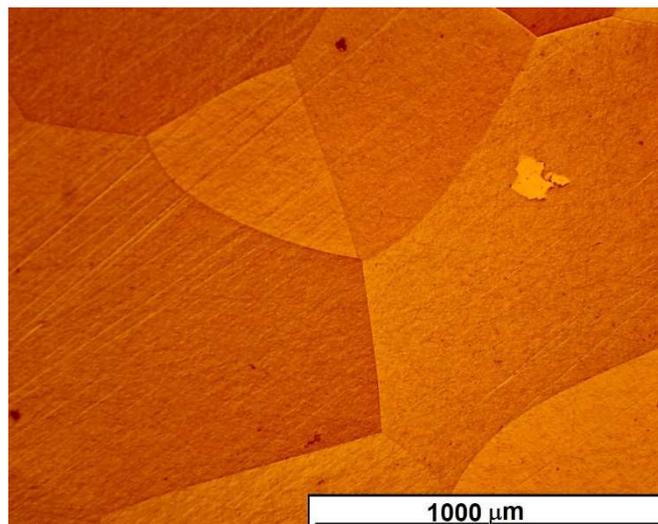


FIGURA 5.5 – Microscopia óptica da liga de CuZnAl após um passe de extrusão. Aumento de 50X.

Nas FIG 5.6 e FIG 5.7 é apresentada a microestrutura da liga após um passe de extrusão e sucessivamente submetida ao tratamento térmico. Em relação ao material antes do tratamento térmico, não se observam modificações significativas em sua microestrutura, indicando ter o tratamento atuado na homogeneização da liga.

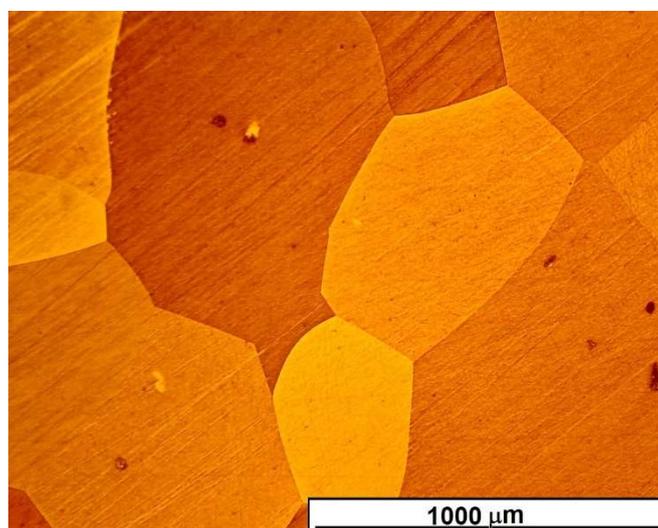


FIGURA 5.6 – Microscopia óptica da liga de CuZnAl após um passe de extrusão e tratamento térmico. Aumento de 50X.

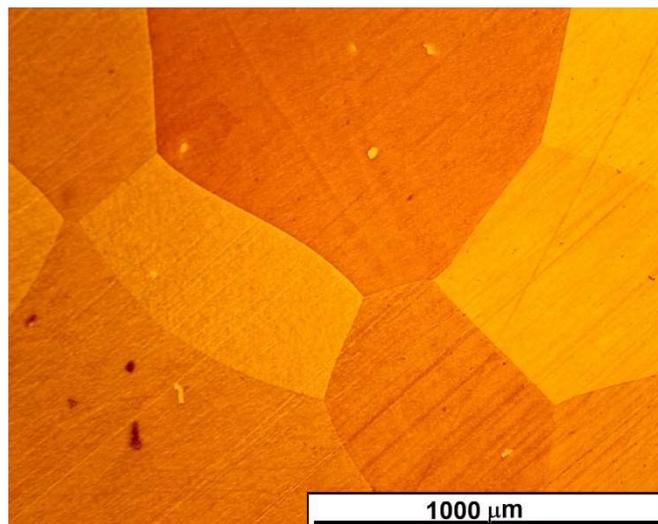


FIGURA 5.7 – Microscopia óptica da liga de CuZnAl após um passe de extrusão e tratamento térmico. Aumento de 50X.

Nas FIGs 5.8 a 5.11 pode-se observar a microestrutura da liga após dois passes de extrusão. Nota-se a presença de linhas paralelas dentro dos contornos de grãos, morfologia similar à fase martensítica conforme verificado em outros estudos com LMF de base cobre (Gall, 1998; Huang, 2005), o que indicaria a formação de martensita induzida por deformação.

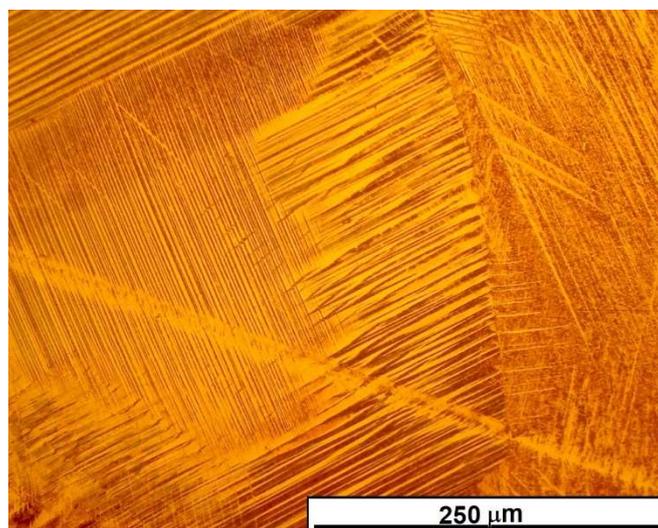


FIGURA 5.9 – Microscopia óptica da liga de CuZnAl após dois passes de extrusão, aumento de 200X.

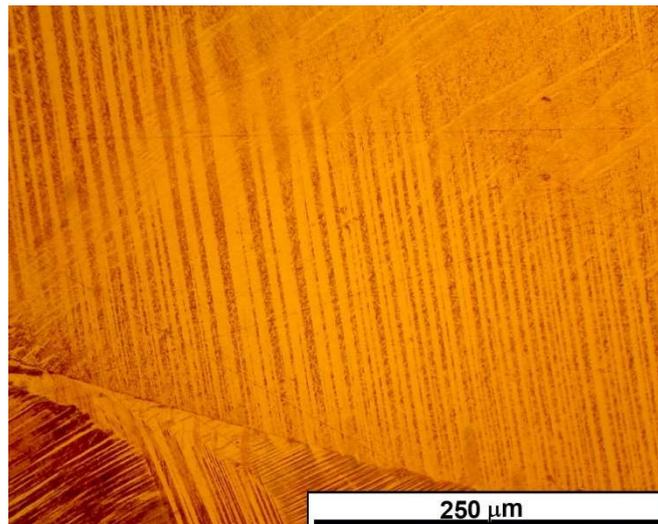


FIGURA 5.10 – Microscopia óptica da liga de CuZnAl após dois passes de

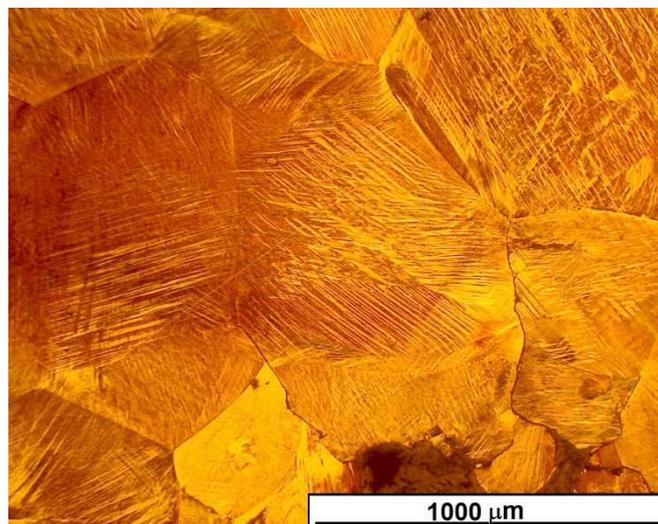


FIGURA 5.8 – Microscopia óptica da liga de CuZnAl após dois passes de extrusão, aumento de 50X.

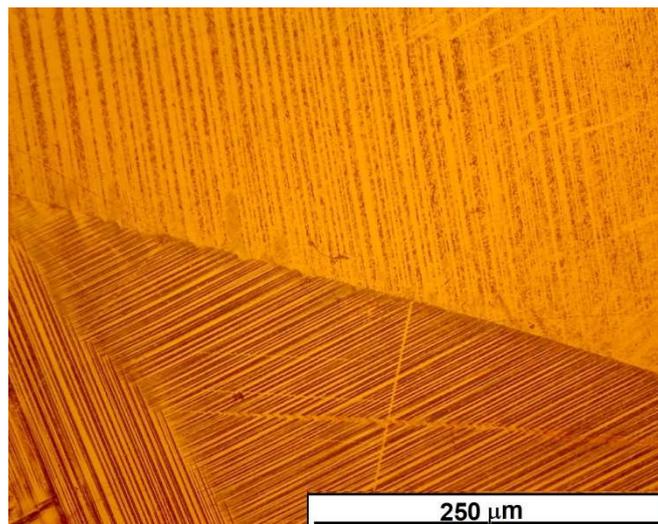


FIGURA 5.11 – Microscopia óptica da liga de CuZnAl após dois passes de extrusão, aumento de 200X.

Para confirmação a presença de martensita após dois passes de extrusão, utilizou-se luz polarizada (FIG. 5.12 e 5.13), que permitiu identificar as regiões nas quais as estruturas no interior dos grãos possuem o aspecto característico da fase martensita: finas lamelas, paralelas, aspecto similar ao encontrado em ligas de base cobre como observado pelos estudos de Gall (1998) e Huang (2005).

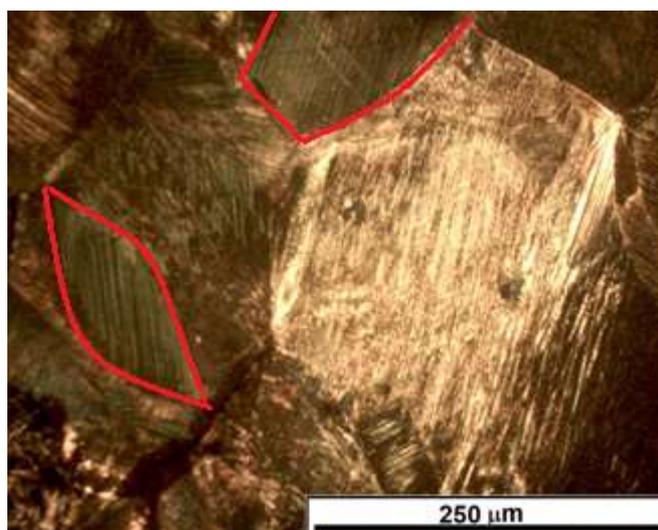


FIGURA 5.12 – Microscopia óptica da liga de CuZnAl após dois passes de extrusão, utilizando luz polarizada, aumento de 200X.

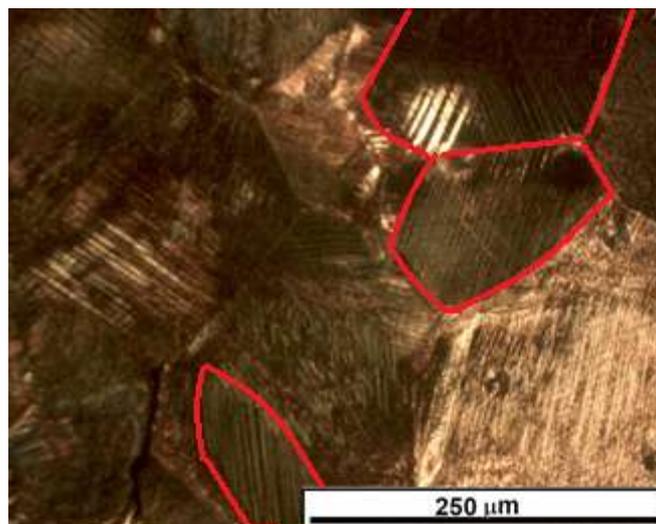


FIGURA 5.13 – Microscopia óptica da liga de CuZnAl após dois passes de extrusão, utilizando luz polarizada, aumento de 200X.

O aparecimento de regiões com a presença da fase martensítica, destacadas em vermelho nas FIG. 11 e 12, pode ter sido originado pelos ciclos de aquecimento e resfriamento do material (temperatura de 950°C) durante o seu processamento termomecânico. DE MICCO *et al.* (2007) observaram que ligas de CuZnAl quando aquecidas em temperaturas acima de 700°C sofrem uma perda considerável de zinco por evaporação, mudando assim a composição química da liga estudada. Alterando-se a composição química da liga com efeito memória modifica-se também suas temperaturas de transformação, o que poderia ser a causa da formação de regiões com a presença de martensita. Este fato também foi estudado anteriormente por TROIANI, H. *et al.* (1996), que constataram que ligas de CuZn começam a sofrer perda de massa de zinco a partir de temperaturas de 450°C.

5.2.2 Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em diferentes regiões da seção transversal da LFM. São apresentados na tabela 1 os valores médios e desvios padrão (σ) de microdureza das amostras nas condições: estado bruto de fusão, estado bruto de fusão após tratamento térmico, após processamento por um passe de extrusão, após um passe com tratamento térmico, após dois passes de extrusão e após dois passes de extrusão com

tratamento térmico. Pode-se observar que o tratamento térmico da amostra no estado bruto de fusão assim como o primeiro passe seguido ou não de tratamento térmico pouco afetaram a microdureza. Após dois passes a dureza aumenta de 10 unidades e o tratamento posterior praticamente não afeta as medições. Tais dados indicam que a extrusão em 1 ou 2 passes e o tratamento térmico não alteraram de forma significativa a dureza média do material. Os valores de microdureza, medidos em todas as condições distintas da liga, apresentam um pequeno desvio em relação à média (TAB. 5.1). Este alto valor indica a presença na liga de fases intermetálicas, sendo os valores próximos aos encontrados no estudo de AGNIHOTRI (2016).

Tabela 5.1 – Médias das durezas

Condição	Dureza média (HV)	Desvios padrões (σ)
Estado bruto de fusão	194,69	8,12
Estado bruto de fusão e tratamento térmico	192,3	5,11
Após um passe	196,35	6,22
Após um passe e tratamento térmico	194,21	4,78
Após dois passes	205,4	8,97
Após dois passes e tratamento térmico	203,2	12,2

5.2.3 Difração de Raios -X (DRX)

Nas FIG 5.14 e FIG 5.15 observam-se as difractometrias de raios x da liga estado bruto de fusão e estado bruto de fusão após tratamento térmico. Observa-se que no estado bruto de fusão, o difractograma apresenta três picos indicando a presença da fase α e β . Os parâmetros de rede calculados, respectivamente foram para a primeira condição: $a = 3,38754$; $b = 2,08616$.

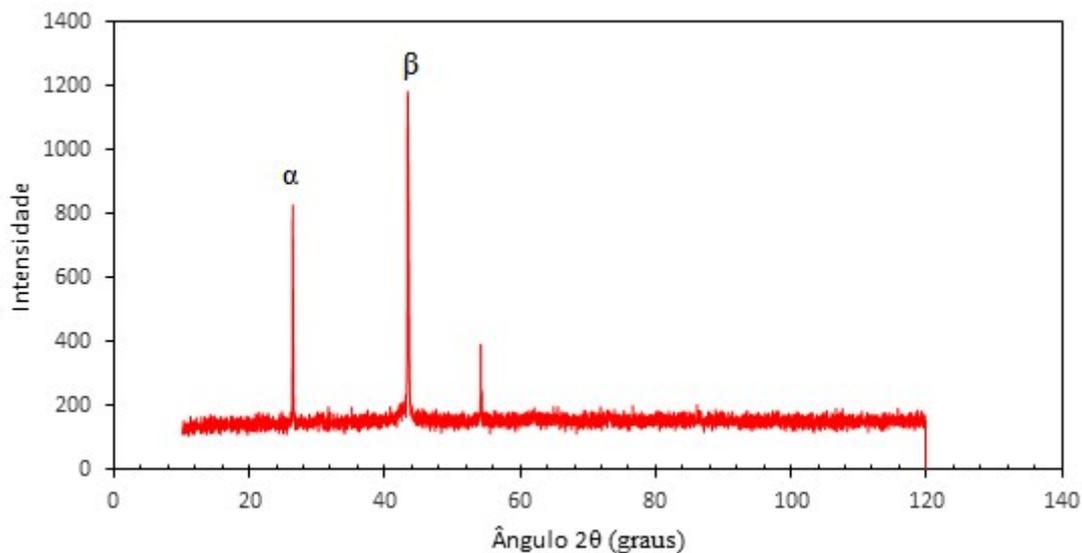


FIGURA 5.14 – Diffractograma de raios -x da liga de CuZnAl no estado bruto de fusão.

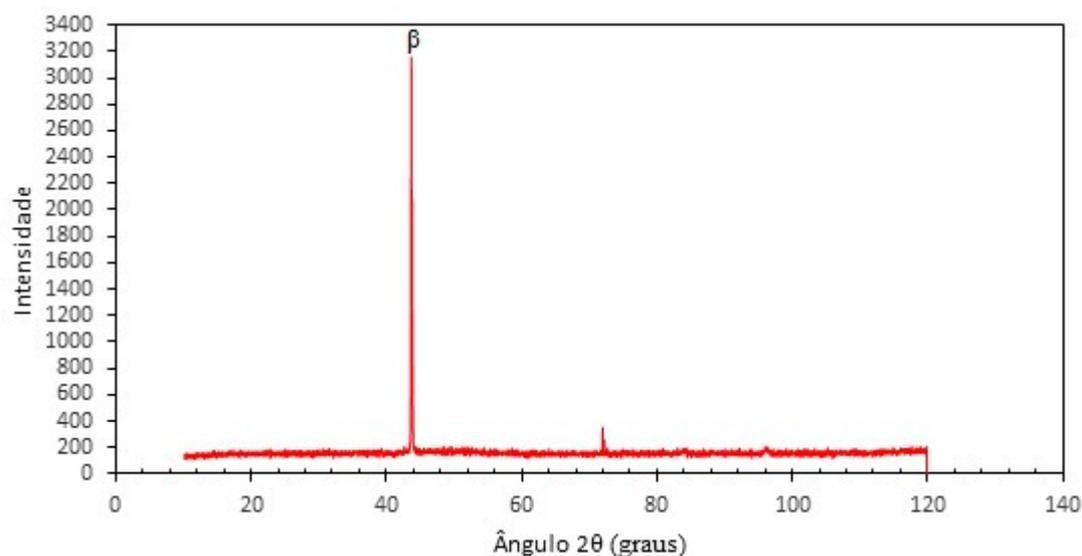


FIGURA 5.15 – Diffractograma de raios -x da liga de CuZnAl no estado bruto de fusão após tratamento térmico.

Nas FIG 5.16 e FIG 5.17 observa-se as difractometrias de raios-x da liga nas condições após processamento por um passe de extrusão, após um passe com tratamento térmico. Nota-se que no estado após um passe de extrusão o diffractograma apresenta ruídos, que podem ser causados pela heterogeneidade da estrutura provocada pela deformação através do processo de extrusão a quente, dificultando sua análise nesta condição. Observa-se que após tratamento térmico de homogeneização o material passa a apresentar um único pico indicando a fase β (austenita). Comparando os diffractogramas nessas duas condições pode-se observar a importância de realizar um tratamento térmico de homogeneização do

material após um passe de extrusão, pois após esse tratamento tem-se apenas uma fase, sendo ela a austenítica com pico em $a = 2,0680$.

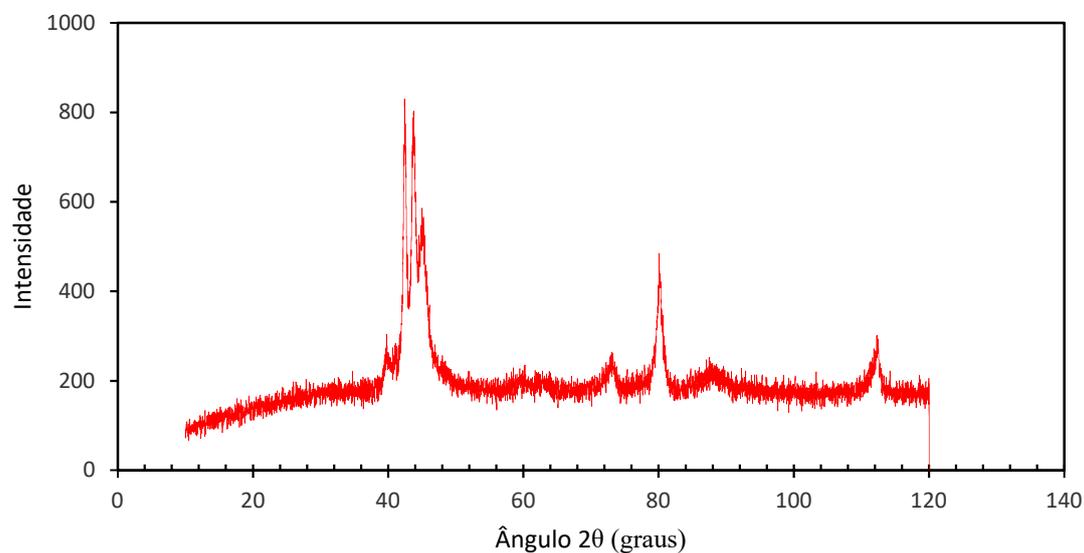


FIGURA 5.16 – Difractograma de raios -x da liga de CuZnAl após um passe de extrusão.

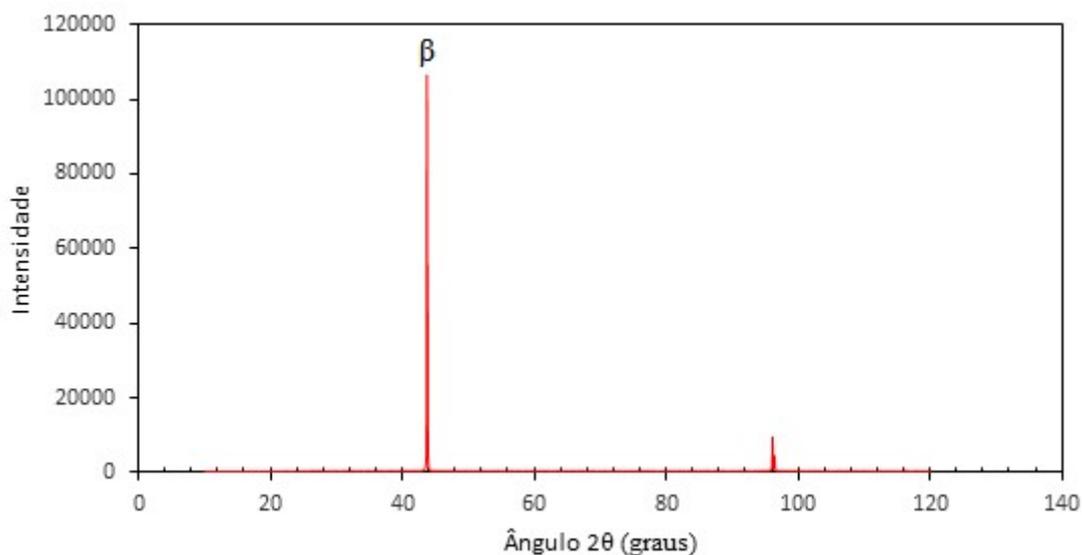


FIGURA 5.17 – Difractograma de raios -x da liga de CuZnAl após um passe de extrusão e tratamento térmico.

Nas FIG 5.18 e 5.19 observa-se as difractometrias de raios-x da liga nas condições após dois passes de extrusão e após dois passes de extrusão com tratamento térmico. Nessas condições, nota-se que após dois passes de extrusão não foram possíveis as identificações das fases no difractograma, esse fato pode ter sido causado pois às deformações plásticas

ocasionadas ao longo de sua estrutura e as dimensões da superfície analisada (diâmetro da seção transversal de 5 mm) dificulta a análise da difractometria ocasionando ruído aos resultados, sendo necessário realizar teste com diferentes intensidades e um maior tempo de varredura. Observa-se que após dois passes de extrusão o tratamento térmico de homogeneização não foi possível identificar se o tratamento térmico foi ou não efetivo, quando comparados no difractogramas das figuras 5.16 e 5.17.

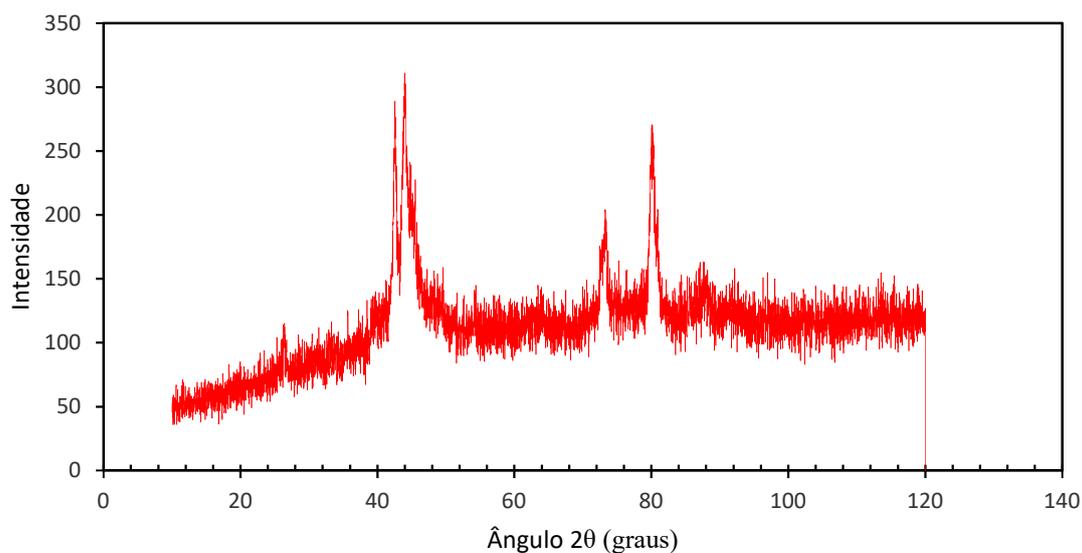


FIGURA 5.18 – Difractograma de raios -x da liga de CuZnAl após dois passes de extrusão.

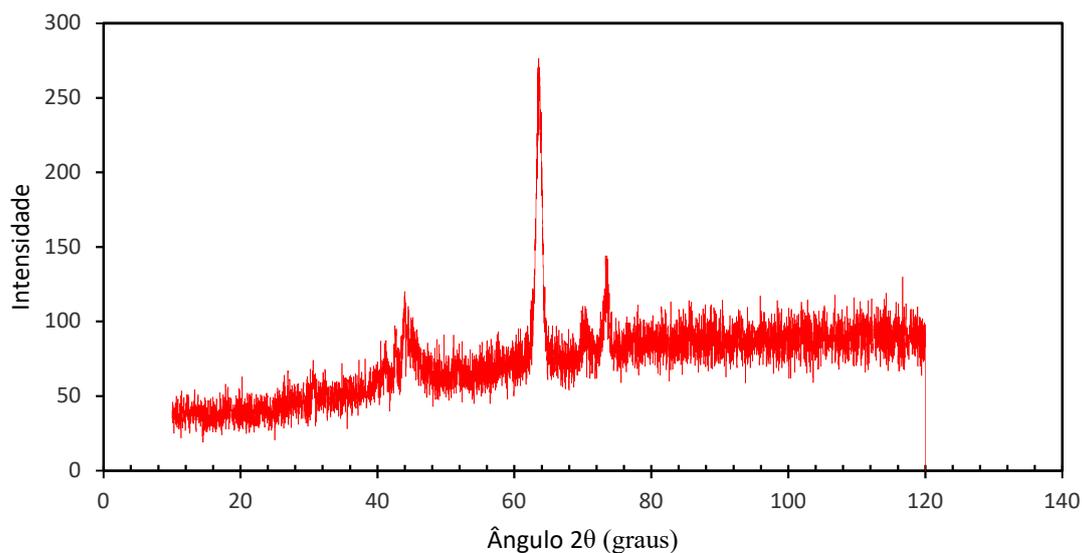


FIGURA 5.19 – Difractograma de raios -x da liga de CuZnAl após dois passes de extrusão com tratamento térmico.

5.3 Ensaio de compressão uniaxial

Os GRA. 5.1 ao GRA 5.12 apresentam as curvas tensão de engenharia - deformação de engenharia do material nas condições: estado bruto de fusão, estado bruto de fusão após tratamento térmico, após um passe de extrusão, após um passe de extrusão com tratamento térmico, após dois passes de extrusão e após dois passes de extrusão com tratamento térmico. Observa-se que:

- Todas as condições apresentaram ciclo de histereses semelhantes aos encontrados na literatura para LMF de base cobre, conforme OTSUKA (1986), HUANG (1998) PICORNELL *et al.* (2006);
- Para todas as condições se tem o crescimento da tensão com o aumento da deformação recuperável. Para esta condição o material apresentou comportamento pseudoelástico mesmo após 100 ciclos de compressão, formando um ciclo de histerese semelhante ao relatado por BUBANI (2014);
- Os dados indicam que o tratamento térmico reduziu significativamente a tensão nos ciclos de histerese do material. Este fato poderia ser explicado pelo alívio de tensões geradas durante o processamento termomecânico e a dissolução de precipitados (BUBANI, 2014);
- Não se observaram deformações plásticas em nenhuma das condições estudadas. Este fato também foi observado na literatura (OTSUKA 1986; OTSUKA, 1998);
- Para a frequência de 1Hz, foi verificado que a forma do ciclo de histerese é próxima em todas as condições estudadas, confirmando a possibilidade da utilização do material antes e após processamento termomecânico em sistemas alternativos de amortecimento, conforme V. TORRA (2009) e BUBANI (2014);

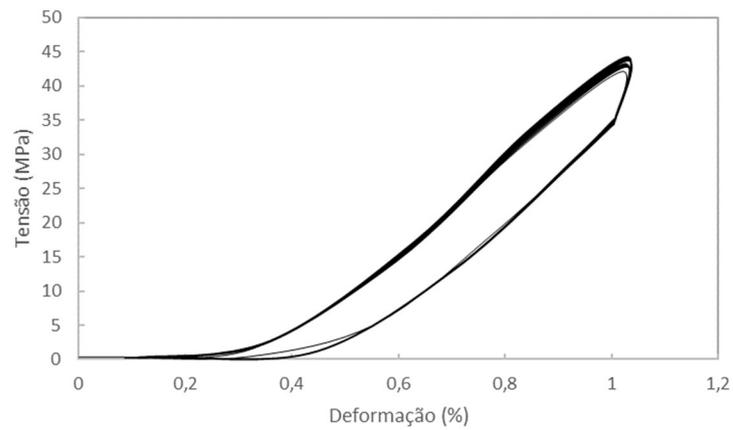


GRÁFICO 5.1 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl no estado bruto de fusão, submetida a 100 ciclos de compressão com deformação máxima de 1% e frequência 1 Hz.

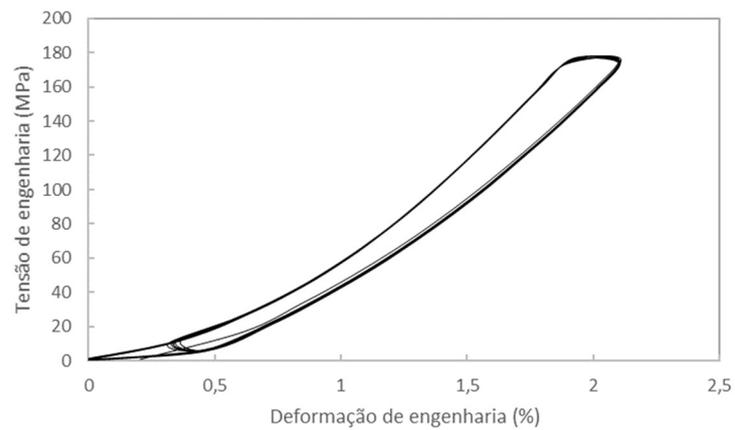


GRÁFICO 5.2 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl no estado bruto de fusão, submetida a 100 ciclos de compressão com deformação máxima de 2% e frequência 1 Hz.

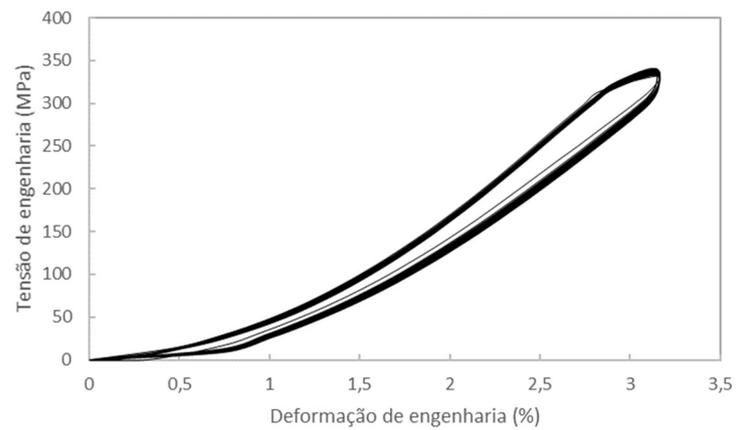


GRÁFICO 5.3 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl no estado bruto de fusão, submetida a 100 ciclos de compressão com deformação máxima de 3% e frequência 1 Hz.

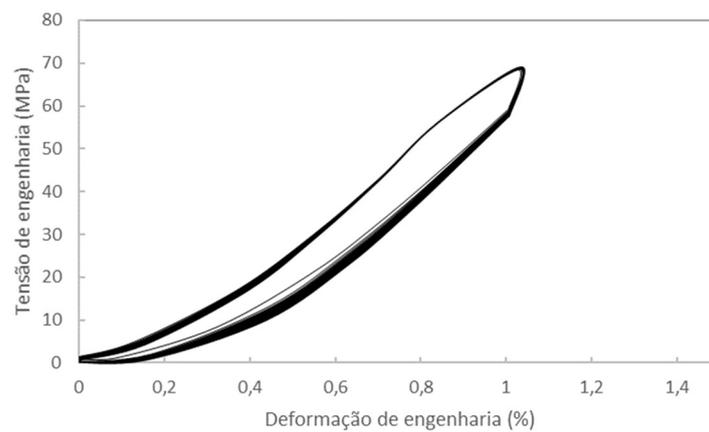


GRÁFICO 5.4 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl após um passe de extrusão, submetida a 100 ciclos de compressão com deformação máxima de 1% e frequência 1 Hz.

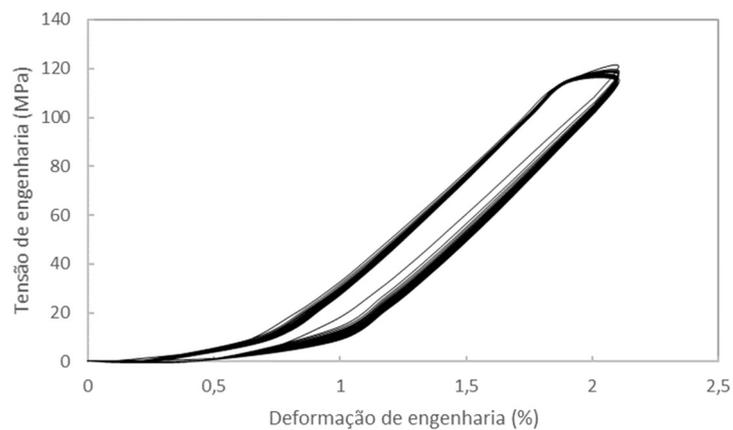


GRÁFICO 5.5 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl após um passe de extrusão, submetida a 100 ciclos de compressão com deformação máxima de 2% e frequência 1 Hz.

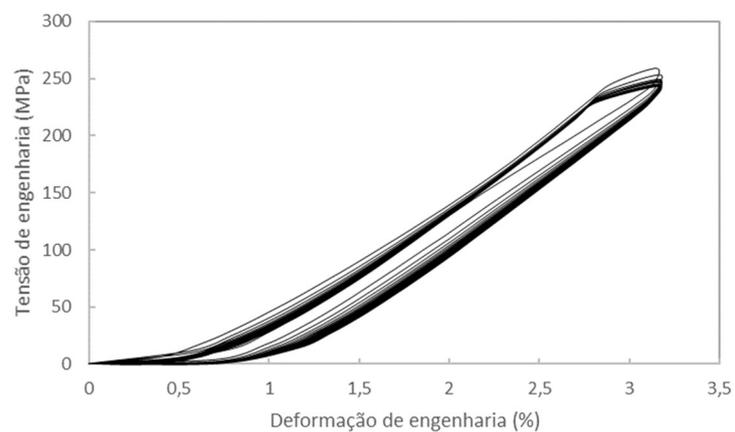


GRÁFICO 5.6 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl após um passe de extrusão, submetida a 100 ciclos de compressão com deformação máxima de 3% e frequência 1 Hz.

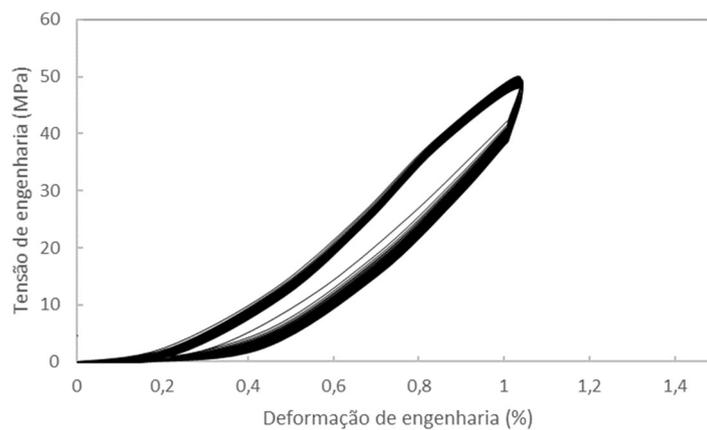


GRÁFICO 5.7 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl após um passe de extrusão e tratamento térmico, submetida a 100 ciclos de compressão com deformação máxima de 1% e frequência 1 Hz.

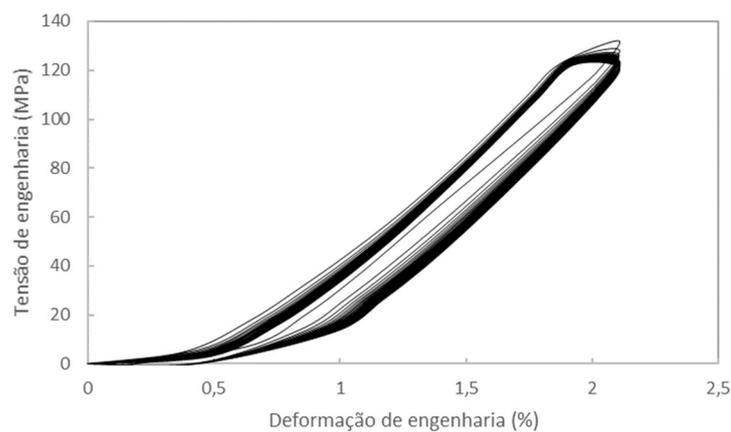


GRÁFICO 5.8 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl após um passe de extrusão e tratamento térmico, submetida a 100 ciclos de compressão com deformação máxima de 2% e frequência 1 Hz.

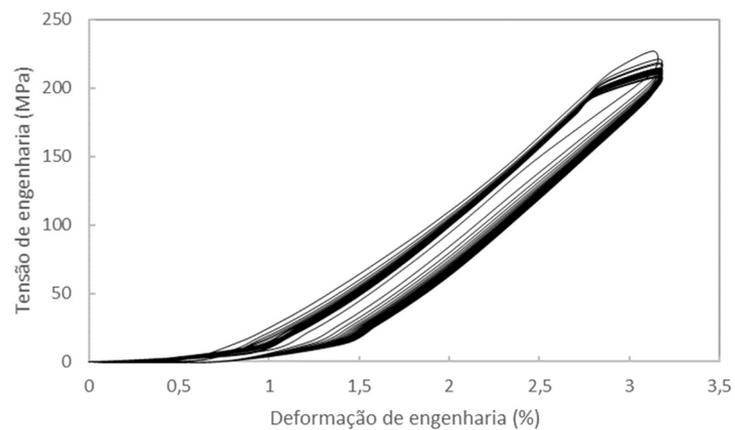


GRÁFICO 5.9 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl após um passe de extrusão e tratamento térmico, submetida a 100 ciclos de compressão com deformação máxima de 3% e frequência 1 Hz.

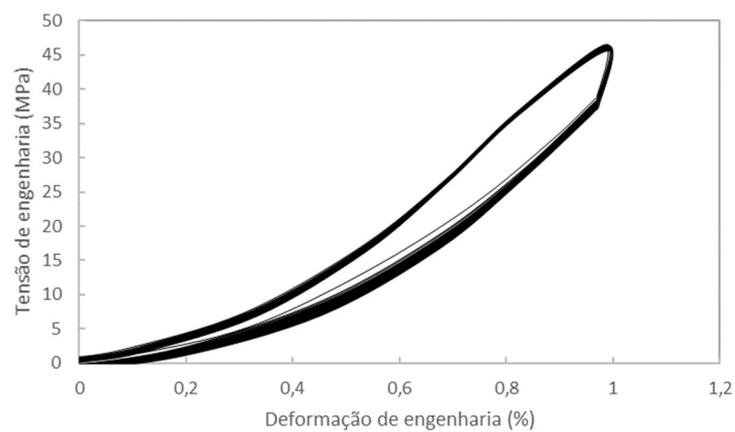


GRÁFICO 5.10 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl após dois passes de extrusão, submetida a 100 ciclos de compressão com deformação máxima de 1% e frequência 1 Hz.

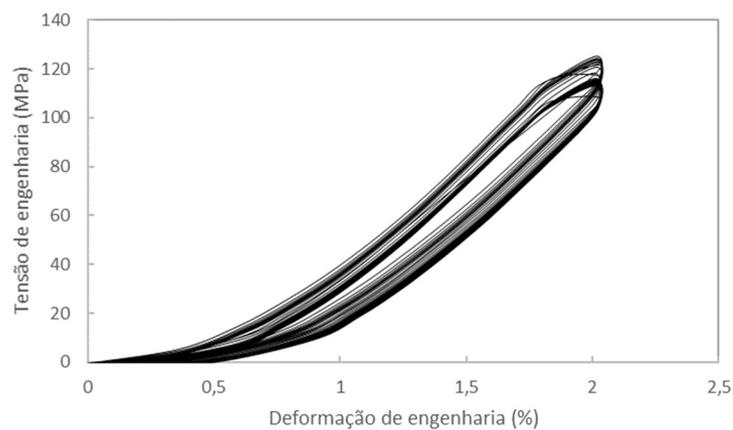


GRÁFICO 5.11 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl após dois passes de extrusão, submetida a 100 ciclos de compressão com deformação máxima de 2% e frequência 1 Hz.

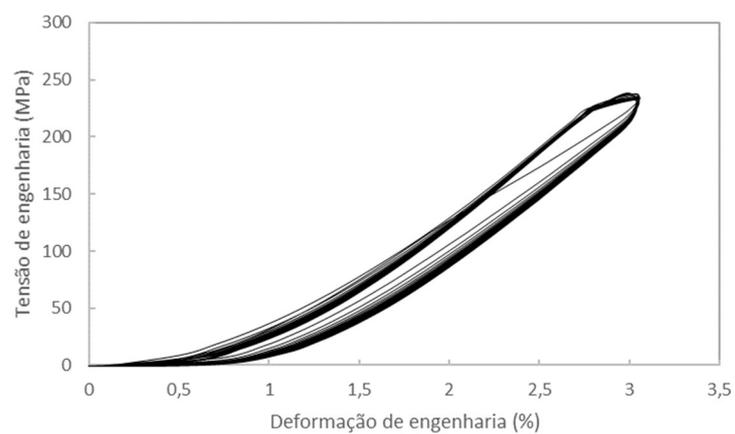


GRÁFICO 5.12 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl após dois passes de extrusão, submetida a 100 ciclos de compressão com deformação máxima de 3% e frequência 1 Hz.

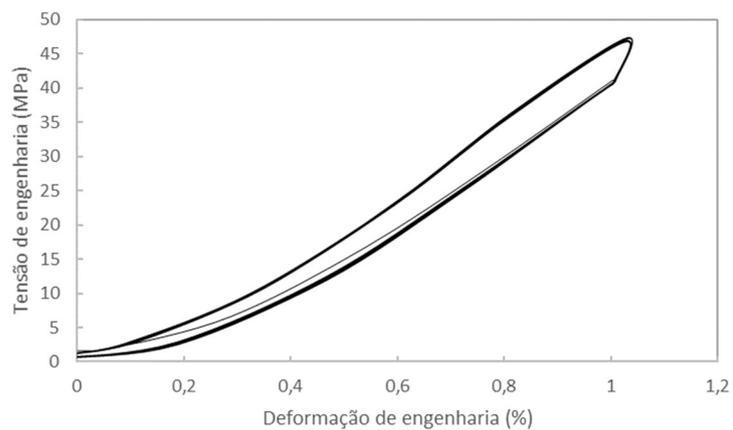


GRÁFICO 5.13 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl após dois passes de extrusão, submetida a 100 ciclos de compressão e tratamento térmico com deformação máxima de 1% e frequência 1 Hz.

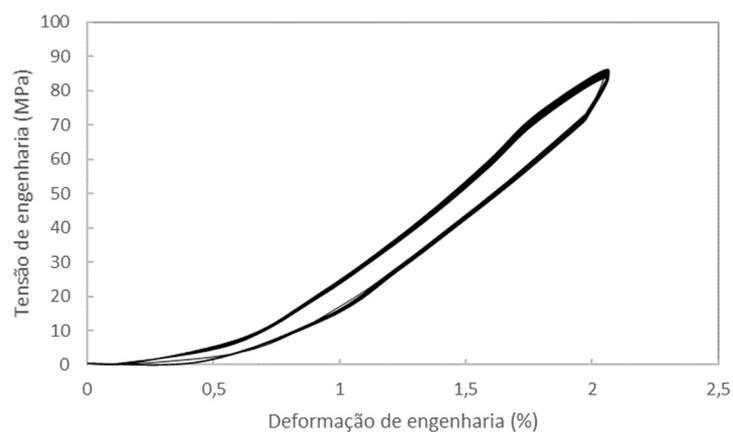


GRÁFICO 5.14 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl após dois passes de extrusão, submetida a 100 ciclos de compressão e tratamento térmico com deformação máxima de 2% e frequência 1 Hz.

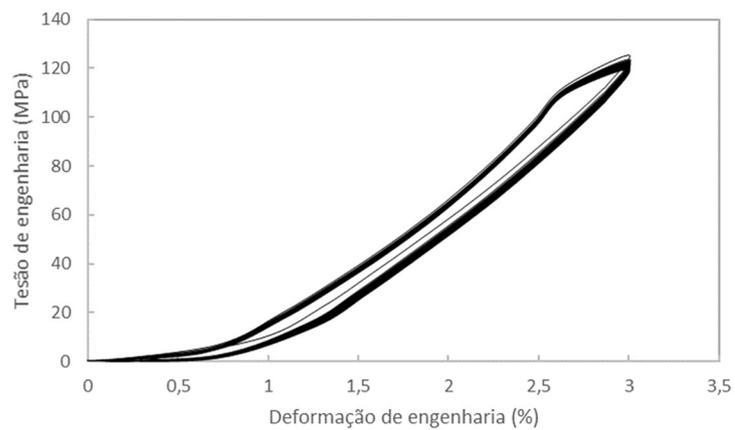


GRÁFICO 5.15 – Ciclo de histerese de uma liga de CuZnAl após dois passes de extrusão, submetida a 100 ciclos de compressão e tratamento térmico com deformação máxima de 3% e frequência 1 Hz.

6 CONCLUSÕES

A matriz de extrusão projetada e confeccionada se mostrou eficiente para o estudo da influência do processamento termomecânico por extrusão a quente no comportamento pseudoelástico da liga de CuZnAl.

O tratamento térmico de homogeneização não causou alterações visíveis apenas utilizando microscopia óptica e microdureza. Pela análise de DRX apenas verificou-se que o tratamento foi efetivo quando aplicado nas condições estado bruto de fusão e após um passe de extrusão.

A fase austenítica ficou evidenciada pela análise por microscopia óptica e confirmada pela análise de DRX, observou-se também por microscopia óptica o aparecimento da fase martensítica após dois passes de processamento, sendo que não foi possível comprovação do aparecimento desta fase metaestável (martensítica) pelo ensaio de DRX.

A liga mesmo após submetida ao processamento termomecânico manteve efeito pseudoelástico, justificando a extrusão a quente como um processamento capaz de modificar a forma do material sem prejudicar seu efeito pseudoelástico, confirmando que a liga de CuZnAl no grupo de materiais inteligentes com memória de forma com capacidade de amortecimento de vibrações mecânicas.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Realizar os estudos utilizando outras ligas com memória de forma a base cobre visando analisar a influência dos elementos de liga no comportamento do material perante os processamentos adotados.

Realizar os estudos adotando outras quantidades de passes superiores as adotadas no processamento por extrusão a quente.

Realizar estudos utilizando uma matriz de extrusão que possa ser aquecida a uma temperatura de aproximadamente 700°C.

Realizar os estudos adotando diferentes amplitudes de deformação para o estudo de histerese.

Realizar análises microestruturais com outras técnicas como: microscopia eletrônica de varredura e microscopia eletrônica de transmissão em todas as condições estudadas, a fim de analisar a influência metalúrgica dos processamentos realizados e possivelmente justificar a alteração do comportamento mecânico.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. AGNIHOTRI, Rajesh; BHARDWAJ, Sidharth. Synthesis and Characterization of CuZnAl Based Shape Memory Alloys and to Optimize Behavior on Different Properties by Varying Weight Percentage. 2016.
2. ALBANO, Felipe Braga Lima. **Influência de tratamento criogênico nas propriedades termomecânicas de ligas NiTi**. 2013.
3. BUBANI, Franco de C. Desarrollo de materiales con memoria de forma de alta histéresis para disipación de energía en estructuras sismorresistentes. 2014. Tese de Doutorado. Universidad Nacional de Cuyo.
4. COELHO, R. S. A. et al. Estudo das propriedades térmicas e microestruturais da liga Cu-11, 8Al-0, 5Be passíveis de memória de forma. CEP, v. 58053, p. 022.
5. ČORIĆ, Danko; FRANZ, Mladen. Behaviour of thermo-mechanically treated CuZnAl-SMA. **Tehnički vjesnik**, v. 19, n. 3, p. 595-600, 2012. DIETER, G. E. Metalurgia mecânica. 2. ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1981. 693p.
6. FU, Huadong et al. Cyclic stress-strain response of directionally solidified polycrystalline Cu-Al-Ni shape memory alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 714, p. 154-159, 2017.
7. GALL, Ken et al. Stress-induced martensitic phase transformations in polycrystalline CuZnAl shape memory alloys under different stress states. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 29, n. 3, p. 765-773, 1998.
8. HODGSON, Darel E. Shape Memory Applications Inc., Ming H. Wu, Memry Technologies, and Robert J. Biermann, Harrison Alloys. **Inc. "Shape Memory Alloys**, 2004.

9. HUANG, W. M. et al. V-shape in Young's modulus versus strain relationship in shape memory alloys upon mechanical loading. **Journal of alloys and compounds**, v. 390, n. 1, p. 175-181, 2005.
10. KANETAKA, Hiroyasu et al. In vitro biocompatibility of Ni-free Ti-based shape memory alloys for biomedical applications. **Materials transactions**, v. 51, n. 10, p. 1944-1950, 2010.
11. KIM, Jae Il et al. Shape memory behavior of Ti-22Nb-(0.5-2.0) O (at%) biomedical alloys. **Materials transactions**, v. 46, n. 4, p. 852-857, 2005.
12. LAGOUDAS, Dimitris C. (Ed.). Shape memory alloys: modeling and engineering applications. **Springer Science & Business Media**, 2008
13. MATLAKHOVA, L. A. et al. Transformações martensíticas em ligas monocristalinas Cu-Al-Ni solicitadas a tratamentos termocíclicos. In: **Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**. Porto Alegre, RS, Brasil. CD-ROOM. 2004. p. 1-7.
14. MEKKI, O. Ben; AURICCHIO, F. Performance evaluation of shape-memory-alloy superelastic behavior to control a stay cable in cable-stayed bridges. **International Journal of Non-Linear Mechanics**, v. 46, n. 2, p. 470-477, 2011.
15. MIYAZAKI, Shuichi; OTSUKA, Kazuhiro. Development of shape memory alloys. **Isij International**, v. 29, n. 5, p. 353-377, 1989.
16. OLIVEIRA, Carlos Augusto do Nascimento. Caracterização termoelástica de atuadores helicoidais da liga Cu-Zn-Al com memória de forma. 2007.

17. OTSUKA, K.; SHIMIZU, K. Pseudoelasticity and shape memory effects in alloys. **International Metals Reviews**, v. 31, n. 1, p. 93-114, 1986.
18. OTSUKA, Kazuhiro; WAYMAN, Clarence Marvin (Ed.). Shape memory materials. **Cambridge university press**, 1998.
19. OTSUKA, Kazuhiro; REN, Xiabing. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys. **Progress in materials science**, v. 50, n. 5, p. 511-678, 2005.
20. PATOOR, Etienne et al. Shape memory alloys, Part I: General properties and modeling of single crystals. **Mechanics of materials**, v. 38, n. 5, p. 391-429, 2006.
21. PEREIRA, E.C.; MATLAKHOVA, L.A.; MATLAKHOV, A.N.; RODRÍGUEZ, R. J. S.; CASTILLÓ, T. E.; MONTEIRO, S.N. Tratamento termo-cíclico sob carga da liga monocristalina Cu-Al-Ni. In: **Congresso Anual da ABM**, 61., 2006, Rio de Janeiro. Anais.
22. PEREIRA, E. C.; MATLAKHOVA, L. A.; MATLAKHOV, A. N.; TOLEDO, R.; SANTOS, L. O. S. Efeito dos ciclos térmicos sob carga na estrutura da liga monocristalina Cu-13,7%Al-4,2%Ni. In: **CONGRESSO ANUAL DA ABM**, 63., 2008, Santos. Anais. São Paulo: ABM, 2008. 1CD. 7
23. PICORNELL, C. et al. Experimental and theoretical study of mechanical stabilization of martensite in Cu–Al–Ni single crystals. **Materials Science and Engineering: A**, v. 438, p. 730-733, 2006.
24. SILVA, Rui Jorge C. et al. Thermal cycling treatment and structural changes in Cu-Al-Ni monocrystalline alloys. In: **Materials science forum**. Trans Tech Publications, 2006. p. 692-696.
25. SOUL, H. et al. Pseudoelastic fatigue of NiTi wires: frequency and size effects on damping capacity. **Smart Materials and Structures**, v. 19, n. 8, p. 085006, 2010.

26. SOUL, Hugo. Aleaciones con memoria de forma, propiedades mecánicas y microestructura. Desarrollo de sistemas de amortiguamiento basados en el efecto superelástico. 2011. Tese de Doutorado. Universidad Nacional de Cuyo.
27. STALMANS, Rudy; VAN HUMBEECK, Jan; DELAEY, Lucas. Thermomechanical cycling, two way memory and concomitant effects in Cu□ Zn□ Al alloys. **Acta metallurgica et materialia**, v. 40, n. 3, p. 501-511, 1992.
28. STALMANS, Rudy; VAN HUMBEECK, Jan; DELAEY, Lucas. The two way memory effect in copper-based shape memory alloys—thermodynamics and mechanisms. **Acta metallurgica et materialia**, v. 40, n. 11, p. 2921-2931, 1992.
29. TORRA, V. et al. Built in dampers for family homes via SMA: An ANSYS computation scheme based on mesoscopic and microscopic experimental analyses. **Engineering Structures**, v. 29, n. 8, p. 1889-1902, 2007.
30. TORRA, V. et al. Shape memory alloys as an effective tool to damp oscillations. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, v. 119, n. 3, p. 1475-1533, 2015.
31. WAYMAN, C. M.; DUERIG, T. W. An introduction to martensite and shape memory. In: DUERIG, T. W.; MELTON, K. N.; STÖCKEL, D.; WAYMAN, C. M. **Engineering Aspects of Shape Memory Alloys**. Butterworth-Heinemann Ltd, 1990.