

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Carlos Victor Cavalcanti Gastaldoni Chitão

**EFEITO DAS CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS DO
PROCESSO E DO MATERIAL NO DOBRAMENTO DE
CHAPAS DE LATÃO**

Belo Horizonte,

07 de Dezembro de 2017

Carlos Victor Cavalcanti Gastaldoni Chitão

EFEITO DAS CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS DO PROCESSO E DO MATERIAL NO DOBRAMENTO DE CHAPAS DE LATÃO

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no curso de Graduação em Engenharia de Materiais no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

Belo Horizonte,

07 de Dezembro de 2017.

Carlos Victor Cavalcanti Gastaldoni Chitão

EFEITO DAS CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS DO PROCESSO E DO MATERIAL NO DOBRAMENTO DE CHAPAS DE LATÃO

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no curso de Graduação em Engenharia de Materiais no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em 07/12/2017

Banca Examinadora

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Prof. Dr. Wellington Lopes

Profa. Me. Suzanny Cristina Soares Martins

Eng. Cintia Braga

RESUMO

Neste trabalho foi estudada a influência de parâmetros geométricos do processo de dobramento em matriz em “V” e da chapa a ser dobrada na intensidade do fenômeno do retorno elástico e na dureza de chapas de latão 268 de diferentes larguras. Foi realizada análise microestrutural e ensaio de microdureza Vickers nas chapas como foram adquiridas para avaliação da semelhança nas condições das mesmas. O ensaio de dobramento foi realizado variando os raios de dobramento, os ângulos de dobramento da matriz, além da largura da chapa para posterior medição dos ângulos finais de dobramento, cálculo do retorno elástico sofrido no processo e avaliação da dureza por meio da técnica de perfil de dureza na região de dobramento dos corpos de prova. Os resultados mostraram aumento da intensidade do retorno elástico com o aumento do ângulo e do raio de dobramento na maioria das condições estudadas, ressalvo uma condição que apresentou tendência de redução para o aumento do raio de dobramento. O perfil de dureza mostrou um aumento da dureza da chapa à medida que há um afastamento do centro do corpo de prova em direção às extremidades.

ABSTRACT

In this work the influence of geometric parameters of the V-bending process and sheet on springback and hardness of brass plates in different widths were studied. Microstructural analysis and hardness tests were performed on the plates as they were acquired to evaluate the conditions similarity. The bending test was performed by varying the bending radius, the bending angles, besides the width of the sheet for later measurement of the final bending angles, calculation of the springback suffered in the process and evaluation of the hardness by means of the profile technique of hardness in bending region. The results show an increase in the springback with the increase of the angle and the bend radius in most of the studied conditions, except for a condition that showed a tendency of decreasing to the increase of the bend radius. The hardness profile showed an increase in the hardness of the sheet from the center towards the ends of the specimen.

LISTA DE FIGURAS

- Figura 1: Processos de Estampagem Profunda.
- Figura 2: Processos de Conformação Geral.
- Figura 3: Componente Industrial Dobrado.
- Figura 4: Determinação da Linha Neutra.
- Figura 5: Nível de encruamento Aço 1040, Latão e Cobre.
- Figura 6: Conceito básico de medição do retorno elástico.
- Figura 7: Parâmetros do Dobramento matricial em V.
- Figura 8: Diagrama de fases Cu-Zn.
- Figura 9: Fluxograma das etapas do trabalho desenvolvido.
- Figura 10: Corpo de prova 12mm.
- Figura 11: Corpo de prova 25mm.
- Figura 12: Microscópio óptico Fortel.
- Figura 13: Microdurômetro *Shimadzu* Modelo HMV 2T.
- Figura 14: Matriz de Dobramento.
- Figura 15: Dispositivo pronto para a realização do ensaio.
- Figura 16: Detalhes dos furos passantes.
- Figura 17: Relógio comparador *Mitutoyo* Modelo 2046F.
- Figura 18: Cutelos e Dispositivo de Fixação.
- Figura 19: Posicionamento das impressões realizadas na técnica de perfil de microdureza.
- Figura 20: Goniômetro *Mitutoyo* utilizado na medição dos ângulos finais de dobramento.
- Figura 21: Fotomicrografia da fita de latão com 12mm de largura.
- Figura 22: Fotomicrografia da fita de latão com 25mm de largura.
- Figura 23: Gráficos e tendência do retorno elástico para o ângulo de 30°.
- Figura 24: Gráficos e tendência do retorno elástico para o ângulo de 60°.
- Figura 25: Gráficos e tendência do retorno elástico para o ângulo de 90°.
- Figura 26: Gráficos da distribuição do perfil de microdureza dos corpos de prova dobrados com raio de 2mm.
- Figura 27: Gráficos da distribuição do perfil de microdureza dos corpos de prova dobrados com raio de 6mm.
- Figura 28: Gráficos da distribuição do perfil de microdureza dos corpos de prova dobrados com raio de 10mm.
- Figura 29: Espessuras corpos de prova.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Coloração dos latões binários.

Tabela 2: Propriedades mecânicas dos Latões.

Tabela 3: Composição química do latão conforme informado pelo fornecedor.

Tabela 4: Formula do reagente “DiCobre”.

Tabela 5: Condições de Ensaio.

Tabela 6: Condições estudadas pela técnica de Perfil de Microdureza.

Tabela 7: Resultados Microdureza Vickers.

Tabela 8: Resultados dos ângulos de retorno para a Fita de 12mm.

Tabela 9: Resultados dos ângulos de retorno para a Fita de 25mm.

Tabela 10: Resultados de dureza para os corpos de prova dobrados em 30°.

Tabela 11: Resultados de dureza para os corpos de prova dobrados em 60°.

Tabela 12: Resultados de dureza para os corpos de prova dobrados em 90°.

Tabela 13: Espessura dos corpos de prova dobrados.

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Cu - Cobre

Zn – Zinco

Sn – Estanho

Pb – Chumbo

HC – Hexagonal Compacta

CFC – Cúbica de Faces Centradas

CCC – Cúbica de Corpo Centrado

EDE – Energia de defeito de empilhamento

SUMÁRIO

1 -	INTRODUÇÃO.....	1
2 -	OBJETIVOS	3
2.1	Objetivos Gerais	3
2.2	Objetivos Específicos	3
3 -	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1	Conformação dos corpos metálicos	4
3.1.1	Processos de Conformação Plástica	4
3.1.2	Classificação dos Processos de Conformação Plástica	4
3.1.2.1	Estampagem	5
3.1.2.2	Processos de Conformação em Geral	6
3.2	Dobramento	7
3.2.1	Determinação da Linha Neutra.....	8
3.2.2	Determinação do Esforço necessário para o Dobramento.....	9
3.3	Deformação de Metais a frio (Encruamento)	11
3.4	Retorno Elástico	13
3.4.1	Principais Parâmetros de Processo que Influenciam no Retorno Elástico	15
3.5	Ligas de Latão	18
3.5.1	Latão Binário (Cu-Zn).....	18
3.5.1.1	Diagrama de Fases Cu-Zn	20
3.5.1.2	Aplicações e Propriedades do Latão Binário.....	22
3.5.2	Latões com Chumbo (Cu-Zn-Pb)	24
3.5.3	Latões com Estanho (Cu-Zn-Sn)	25
4 -	MATERIAIS E MÉTODOS.....	27
4.1	Descrição geral do trabalho.....	27
4.2	Materiais.....	28
4.3	Corpos de prova.....	28
4.4	Caracterização microestrutural.....	29

4.5 Caracterização mecânica.....	30
4.6 Ensaio de dobramento.....	30
4.7 Perfil de microdureza.....	34
4.8 Análise do retorno elástico.....	35
5 - RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	37
5.1 Caracterização do material.....	37
5.2 Ensaio de dobramento.....	39
5.3 Perfil de microdureza.....	42
6 - CONCLUSÃO.....	46
7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	47

1- INTRODUÇÃO

A importância do estudo dos processos de conformação plástica é percebida devido a maioria dos componentes metálicos passarem por esses processos uma ou mais vezes durante sua fabricação. Em resumo, a conformação plástica visa a produção de componentes metálicos com especificações quanto à dimensão e forma do produto, quanto às propriedades mecânicas por ele apresentadas e também quanto às condições de sua superfície (BRESCHIANI, 2011).

Dentro dos processos de conformação pode-se evidenciar a estampagem, ou também chamada de conformação de chapas, que consiste basicamente na conformação de chapas finas (FERREIRA, 2010). Esse processo se destaca pela sua importância econômica se comparada a outros processos de fabricação, deve-se isso ao grande volume de produtos estampados produzidos. Tal importância fica visível quando 14 a 15% da produção siderúrgica nacional em 2004 foi destinada a tais processos (SHAEFFER, 2004).

Atualmente, devido a certas vantagens observadas, a utilização de perfis laminados tem sido substituída, quando viável e necessária, pelo uso de elementos de chapas dobradas obtidos por meio da conformação plástica de metais por dobramento. Quando os elementos em questão têm conformação especial ou são relativamente curtos podem ser obtidos por meio de matrizes montadas em prensas ao invés de dobradeiras, onde comumente são processados os perfis laminados. Esse processo pode ser utilizado tanto para produzir geometrias funcionais quanto para aumento de resistência mecânica de peças (MARCONDES, 2006).

A energia armazenada depois da deformação plástica é liberada preferencialmente na forma de calor. Entre 2 a 10% dessa energia permanece no material em forma de defeitos pontuais e discordâncias na rede cristalina (DOHERTY, 1974).

Sabendo que os materiais possuem um dado módulo de elasticidade, que confere aos mesmos uma deformação elástica quando submetidos a um esforço suficiente para tal, tem-se que, se houver uma deformação plástica, haverá sempre uma recuperação elástica que sucede a remoção da carga aplicada, devido a ductilidade do material. No dobramento, tal recuperação é chamada de retorno elástico ou *springback*, que pode ser facilmente observado no simples dobramento de uma chapa ou arame metálico (TEKINER, 2003).

Os principais parâmetros processuais do dobramento que afetam o retorno elástico são, o ângulo do punção, a direção de laminação do material da chapa metálica, a abertura da

matriz, a relação entre o raio da matriz e a espessura da chapa, a espessura da chapa em si, o raio do punção, condição metalográfica pré-dobra da tira, nível de encruamento do material, entre outros (CHIIKALTHANKAR et al., 2014).

Dentre as ligas de Cobre, as com maiores aplicações industriais e comerciais são as ligas de Latão, que é a denominação tradicional para as ligas que fazem parte do sistema Cu-Zn, quando tem entre 5 e 40% de Zinco (ROWLEY, 1984).

Em ambientes não muito agressivos, tais ligas apresentam relativa resistência a corrosão, sua conformabilidade é boa, porém se destacam dos cobsres puros ou ligados no que se refere a dureza e resistência mecânica, por serem bem mais elevadas nas ligas de latão (LEE et al., 2003).

Devido a seu baixo módulo de elasticidade as ligas de latão apresentam grandes valores de retorno elástico, bastante superiores aos observados para materiais ferrosos. Nesse contexto, no presente trabalho, foi avaliado o efeito de parâmetros geométricos do processo de dobramento e da chapa a ser dobrada na intensidade do fenômeno de dobramento com o intuito de confirmar tendências observadas em outros estudos já publicados e melhor estudar tal influência no dobramento de chapas de latão.

2 - OBJETIVOS

2.1 Objetivos Gerais

Este trabalho teve como principal objetivo caracterização e análise comparativa entre o retorno elástico observado para corpos de prova de liga de Cobre, Latão 268, conformados pelo processo de dobramento em matriz em V, com variações nos parâmetros do processamento, como raio de curvatura do punção, ângulo de dobramento e largura da chapa isoladamente.

2.2 Objetivos Específicos

- Caracterização da liga metálica com as duas larguras (12mm e 25mm) consideradas no trabalho;
- Avaliação de como os parâmetros de processamento (raio e ângulo de dobramento) influenciam no retorno elástico do material;
- Análise da distribuição de dureza nas amostras após o dobramento;
- Verificação da espessura das amostras após o dobramento.

3 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Conformação dos corpos metálicos

O processo de conformação dos corpos metálicos é entendido como qualquer processo que altera permanentemente a forma de um componente metálico de interesse para outra forma definida (HELMAN, 2010). Esses processos podem se dividir em: processos mecânicos, onde a modificação de forma se dá por meio da aplicação de tensões externas, as vezes em altas temperaturas, porém sem liquefazer o metal; e processos metalúrgicos, onde ocorre a fusão do metal ou a difusão de partículas metálicas (BRESCIANI, 2011).

Os processos de conformação mecânicos são definidos pelos processos de conformação plástica, onde os esforços aplicados não superam o limite de ruptura do material, como a estampagem, laminação, entre outros; e pelos processos de conformação por usinagem, onde o limite acima citado é superado e há remoção de material em forma de cavaco (BRESCIANI, 2011).

3.1.1 Processos de Conformação Plástica

Pode-se evidenciar então a importância do estudo dos processos de conformação plástica, devido ao fato de a maioria dos componentes metálicos produzidos perpassar em uma ou mais etapas do seu processamento por esses procedimentos. Em resumo, a conformação plástica visa a produção de componentes metálicos com especificações quanto a dimensão e forma do produto, quanto as propriedades mecânicas por ele apresentadas e também quanto as condições de sua superfície (BRESCIANI, 2011).

Tem-se como grande vantagem na produção de peças metálicas por conformação o baixo custo envolvido nas operações, que se dá devido a redução do uso de matéria prima, ocasionada pela baixa necessidade de usinagem da peça pós conformada (SHAEFFER, 2006).

3.1.2 Classificação dos Processos de Conformação Plástica

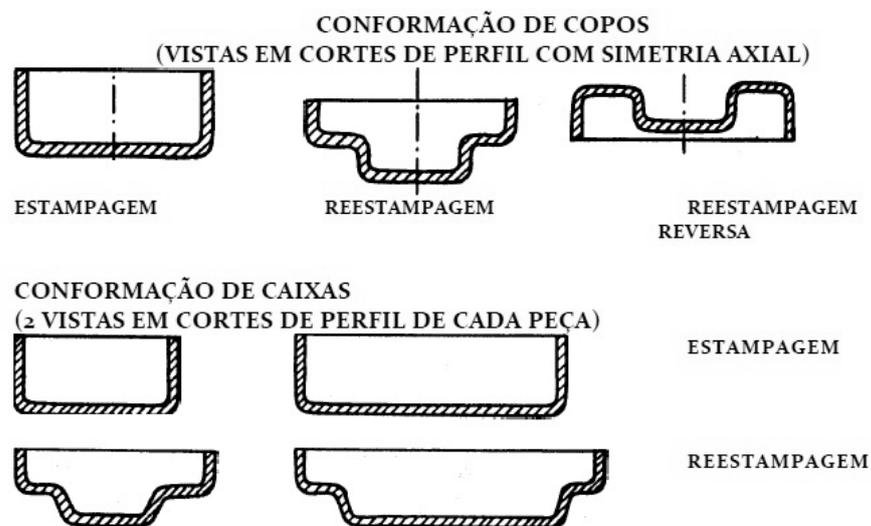
Os processos de conformação plástica podem ser classificados de várias formas, sendo as mais importantes, a classificação quanto ao tipo de esforço predominante e quanto a temperatura de trabalho. Quanto ao tipo de esforço predominante pode-se classificar em processos compressivos diretos e indiretos; processos de conformação por tração; por cisalhamento; e também por flexão. Já na classificação quanto a temperatura de trabalho, pode-se evidenciar a conformação mecânica a frio, na qual a deformação plástica provoca um fenômeno chamado encruamento, que consiste no aumento da resistência mecânica do

componente que sofreu a deformação; e tem-se também a conformação a quente, são utilizadas temperaturas onde o efeito do encruamento é compensado pela recristalização do material (BRESCHIANI, 2011).

3.1.2.1 Estampagem

Dentro dos processos de conformação a frio, pode-se evidenciar a estampagem, ou também chamada de conformação de chapas, que consiste basicamente na conformação de chapas finas (FERREIRA, 2010). Esse processo se destaca pela sua importância econômica se comparada a outros processos de fabricação, deve-se isso ao grande volume de produtos estampados produzidos. Tal importância fica visível quando 14 a 15% da produção siderúrgica nacional é destinada a tais processos (SHAEFFER, 2004). A conformação de chapas pode inicialmente ser separada em dois grandes grupos. Os processos de estampagem profunda, que geralmente utilizam trabalho a frio, porém a depender das características da peça podem utilizar o trabalho a quente, que visam à obtenção de peças tridimensionais e profundas, com a utilização de ferramentas acionadas por prensas, a partir de um pedaço de chapa pre-cortada, chamado de esboço ou *blank*, de geometria característica de acordo com a peça que se deseja conformar. Esse grupo engloba os processos de: estampagem, reestampagem e reestampagem reversa de copos, caixas, painéis entre outros (BRESCHIANI, 2011). A figura 1 ilustra tais processos.

Figura 1: Processos de Estampagem Profunda.

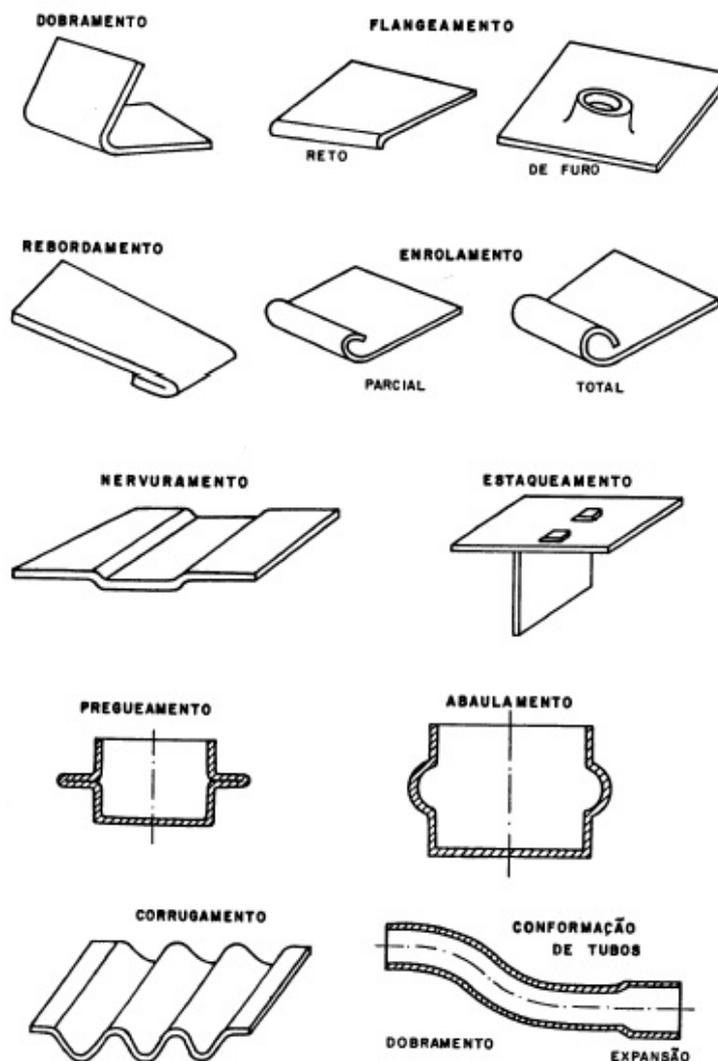


Fonte: BRESCHIANI, 2011.

3.1.2.2 Processos de Conformação em Geral

O segundo grupo que completa a conformação de chapas, são os processos de conformação em geral, que na realidade, estão presentes na região de deformação das peças submetidas a estampagem profunda somados aos esforços adicionais gerados por um dispositivo ferramental chamado prensa-chapas ou sujeitador. A conformação em geral pode ser realizada em prensas-viradeiras, rolos conformadores, sistemas matriz-punção, entre outros. Tal grupo engloba os processos de flangeamento, enrolamento, nervuramento, pregueamento, corrugamento, gravação, abaulamento, rebordamento, dobramento, abaulamento, conformação de tubos, entre outros (BRESCHIANI, 2011). Na figura 2 pode-se observar alguns processos básicos da conformação geral.

Figura 2: Processos de Conformação Geral.



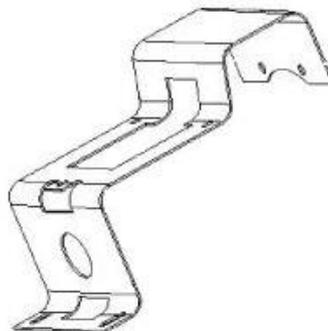
A grande parte dos produtos em série produzidos por conformação de chapas delgadas é feita em prensas mecânicas ou em prensas hidráulicas. No primeiro caso, onde a ação do esforço se dá de forma rápida e a duração dos golpes é curta, geralmente a energia é armazenada num volante e posteriormente é transferida para o cursor móvel do punção da prensa. Já no caso das prensas hidráulicas os golpes são mais longos e ação do esforço é mais lenta. Tais maquinários podem operar de forma unitária ou também utilizar operações múltiplas e progressivas (MORO, 2006).

Para conformação de chapas finas outro maquinário também pode ser utilizado, o martelo de queda. Porém devido a tal ferramenta não ter um controle sobre o esforço aplicado tão preciso quanto as prensas, não é indicado para conformações mais severas. Com o intuito de evitar a formação de rugas na chapa durante o processo de conformação são, normalmente, utilizados dispositivos chamados anti-rugas, ou prensa-chapas, que nada mais são que elementos de fixação da chapa no ferramental utilizado (MORO, 2006).

3.2 Dobramento

Devido às observadas vantagens, a utilização de perfis laminados tem sido substituída, quando viável e necessária, pelo uso de elementos de chapas dobradas obtidos por meio da conformação plástica de metais por dobramento. Quando os elementos em questão têm conformação especial ou são relativamente curtos podem ser obtidos por meio de matrizes montadas em prensas, ao invés de dobradeiras, onde comumente são processados os perfis laminados. Esse processo pode ser utilizado tanto para produzir geometrias funcionais quanto para aumento de rigidez de peças (MARCONDES, 2006). Na figura 3 é mostrado um componente industrial dobrado comum.

Figura 3: Componente Industrial Dobrado.



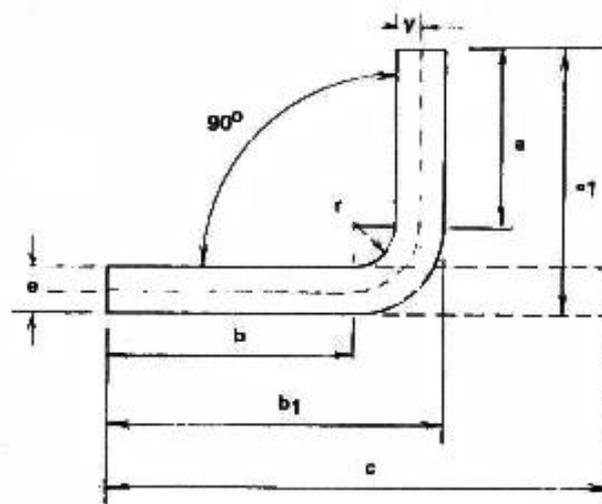
No dobramento de uma tira metálica, surgem diversos estados de tensão em diferentes regiões da peça, fazendo com que a previsão da resultante e dos esforços nos pontos críticos que podem gerar uma ruptura durante a conformação, seja dificultada. Contudo, pode-se notar que são executados, predominantemente, esforços em duas direções opostas, ocasionando uma flexão e conseqüente deformação plástica, que modifica a superfície plana da chapa precursora, transformando-a em duas superfícies concorrentes anguladas que formam um raio de concordância na sua junção. No processamento de um elemento dobrado são gerados tensionamentos trativos na região externa da zona de concordância e compressivos quando é observada a parte interna. Se tais esforços forem exagerados pode acontecer respectivamente fratura ou enrugamento da peça dobrada (BRESCIANI, 2011).

Devido aos esforços aplicados no processo de dobramento serem opostos, há o surgimento de uma linha imaginária da secção transversal cuja a fibra não sofreu deformação pois não foi aplicado nenhum tipo de esforço, seja esse trativo ou compressivo, chamada linha neutra (CHIAVERINI, 1986).

3.2.1 Determinação da Linha Neutra

Sempre que se deseja obter uma chapa dobrada, deve-se conhecer seu desenvolvimento linear ou suas dimensões exatas, para que seja possível a determinação da linha neutra do elemento dobrado, sendo simples a realização de tal cálculo a partir de uma chapa do material pre-dobrada (CHIAVERINI, 1986). Na figura 4 observa-se um desenho esquemático simples de um processo de dobramento.

Figura 4: Determinação da Linha Neutra



Fonte: CHIAVERINI, 1986.

Para determinação da linha neutra, uma tira de do material de interesse deve ser dobrada previamente, sendo que seu comprimento corresponde a c e sua espessura está representada por e . Depois de dobrada, os comprimentos a e b são mensurados, assim como o raio de concordância r . Assumindo que a cota y representa a posição da linha neutra, tem-se que o valor de c pode ser descrito como na equação 1:

$$c = a + b + \pi/2 (r + y) \quad (1)$$

Ou como na equação 2:

$$2c = 2a + 2b + \pi r + \pi y \quad (2)$$

De onde se retira o valor de y na equação 3:

$$y = 2 \frac{c-a-b}{\pi} - r \quad (3)$$

No estado anterior ao processo de dobramento, a chapa metálica apresenta linha neutra coincidente com a linha de simetria que divide a espessura em duas. Entretanto após a conformação, a linha neutra desloca-se na direção da superfície interna da dobra (BRESCHIANI, 2011).

Em vista de resultados práticos determinou-se que, para chapas de no máximo um milímetro, a linha neutra se localiza a aproximadamente metade da espessura. No entanto, para chapas de maior espessura se situa a aproximadamente 1/3 da curva interna (CHIAVERINI, 1986).

3.2.2 Determinação do Esforço necessário para o Dobramento

Tendo conhecimento do desenvolvimento linear da peça que se deseja submeter a um processo de dobramento, a próxima etapa que deve ser tomada é a determinação do esforço necessário para o dobramento. Admitindo que a peça dobrada posicionada sobre a matriz se comporte como um sólido apoiado nas extremidades e carregado no centro temos que o momento fletor é dado por M_f na equação .:

$$M_f = \frac{P.l/2.l/2}{l} = \frac{P.l^2}{4l} = \frac{P.l}{4} \quad (4)$$

Ao momento fletor iguala-se o momento das reações internas do material dado por:

$$\sigma_f \cdot I/z \quad (5)$$

Portanto

$$\frac{P.l}{4} = \sigma_f \cdot \frac{I}{z} \quad (6)$$

Para secções retangulares

$$\frac{I}{z} = \frac{b \cdot e^2}{6} \quad (7)$$

Dessa forma

$$P = \frac{2 \cdot \sigma_f \cdot b \cdot e^2}{3 \cdot l} \quad (8)$$

Onde

P = Força necessária para o dobramento, kgf

b = largura da chapa, mm

l = distância entre apoios, mm

e = espessura da chapa, mm

M_f = momento fletor, kgf.mm

σ_t = limite de resistência à tração, kgf/mm²

σ_f = tensão de flexão necessária para obter a deformação permanente, kgf/mm²

Assume-se

$$\sigma_t = 2 \sigma_f, \text{ aproximadamente (CHIAVERINI, 1986).}$$

3.3 Deformação de Metais a frio (Encruamento)

Quando há deformação plástica acontecendo em temperaturas baixas o suficiente para que não atinjam a temperatura de recristalização de um metal, diz-se que ele está sob deformação a frio. Porém o limite superior de temperatura do trabalho a frio não pode ser expresso com precisão, pois tal limite varia de acordo com a composição química do metal em questão, com a velocidade e a quantidade de deformação. Dessa forma adota-se uma regra simples que diz que a deformação a frio ocorre em temperaturas que não superam a metade da temperatura de fusão do metal medida em escala absoluta (BRICK et al., 1977).

A energia armazenada depois da deformação plástica é liberada preferencialmente na forma de calor. Entre 2 a 10% dessa energia permanece no material em forma de defeitos pontuais e discordâncias na rede cristalina (DOHERTY, 1974).

Fatores como estrutura cristalina, pureza e tamanho de grão, temperatura, quantidade e velocidade de deformação e energia de defeito de empilhamento (EDE) são determinantes para a distribuição e quantidade de defeitos gerados pela deformação plástica (HULL, 1984).

Existe grande influência da EDE na distribuição das discordâncias em um metal deformado. Quando analisa-se um metal com baixa EDE percebe-se que suas discordâncias parciais estão espaçadas, dificultando alguns movimentos de deslizamento de planos atômicos. Nesse caso, há baixa mobilidade das discordâncias, portanto existirá uma homogeneidade nessa distribuição. Já em metais com alta EDE tais discordâncias estão próximas fazendo com que esses movimentos sejam facilitados. Apresentam alta mobilidade e fazem com que se concentrem em planos cristalinos com baixo índice de Miller, podendo acontecer até aniquilação dessas discordâncias devido combinação com outras discordâncias de sinal oposto. Para um mesmo grau de deformação, metais com alta EDE dispõem de menor densidade de discordâncias que àqueles com baixa EDE, tal fenômeno se explica justamente pela taxa de aniquilação de discordâncias ser mais elevada em metais com EDE superior (COTTERILL; MOULD, 1976).

Com a adição de átomos de soluto a um metal puro, tem-se uma redução da EDE, que vai diminuir o tamanho das células no momento da deformação. Aumentando o conteúdo de soluto de uma liga, eleva-se também a densidade de discordâncias e a energia armazenada para qualquer estado de tensão, pois há uma diminuição da mobilidade das discordâncias devido a interação das mesmas com as partículas de soluto (COTTERILL; MOULD, 1976).

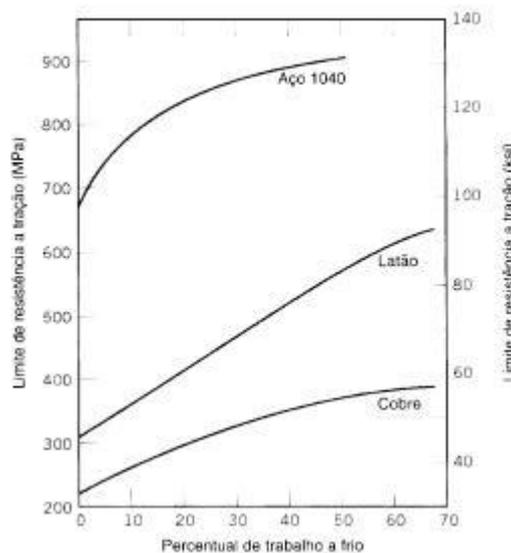
Estudando duas amostras de um mesmo material, mas que possuem diferentes tamanhos de grão, sob um mesmo grau de deformação, tem-se que as duas apresentam

diferentes valores de densidade de discordância, sendo os mais elevados para àquelas amostras com menor tamanho de grão prévio (KEH, 1963).

Em relação a energia armazenada na deformação, tem-se que um material com grãos mais finos, em deformações de até 50%, apresenta maior quantidade de energia armazenada. Porém em deformações de 50 a 70% os valores de energia se equiparam para materiais com grãos finos e também com grãos mais grosseiros. Tal efeito foi observado similarmente para a medida das propriedades mecânicas, de tal forma que os materiais mais duros, pós deformação de até 50%, são aqueles com menor granulometria. Dessa forma pode-se concluir que a recristalização não depende somente do valor de energia armazenada, mas também de fatores microestruturais (DOHERTY, 1974).

A temperatura na qual um metal é deformado influencia diretamente na energia armazenada na deformação, na distribuição e na densidade de discordâncias geradas pelo processo. Em temperaturas mais baixas que a temperatura ambiente se evidencia uma densidade de discordâncias muito mais elevada que em condições naturais de temperatura. Tal condição de deformação ocasiona uma redução da EDE e também da distância de escorregamento das discordâncias. Nos metais, percebe-se que com a diminuição da temperatura de deformação há um aumento da energia armazenada (COTTERILL; MOULD, 1976). Na figura 5 pode-se comparar o nível de encruamento para deformações a frio em latão, cobre e aço 1040.

Figura 5: Nível de encruamento Aço 1040, Latão e Cobre.



Fonte: Adaptado, CALLISTER, 2002.

Com o aumento da temperatura de deformação, tem-se uma melhor formação das células, sendo elas maiores e melhor definidas. Microestruturalmente, um efeito semelhante ao abaixamento da temperatura de deformação do metal é percebido quando há um aumento da velocidade de deformação (COTTERILL; MOULD, 1976).

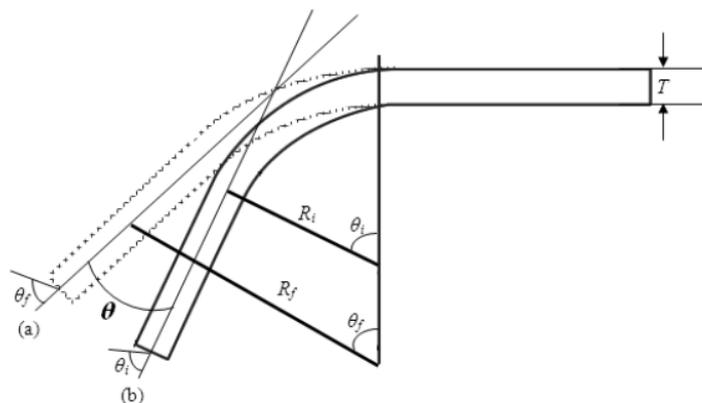
3.4 Retorno Elástico

Sabendo que os materiais possuem um módulo de elasticidade, que confere aos mesmos uma deformação elástica quando submetidos a um esforço suficiente para tal, tem-se que, se houver uma deformação plástica, haverá sempre uma recuperação elástica que sucede a remoção da carga aplicada, devido a elasticidade do material. No dobramento, tal recuperação é chamada de retorno elástico ou *springback*, que pode ser facilmente observado no simples dobramento de uma chapa ou arame metálico (TEKINER, 2003).

O fenômeno do retorno elástico acontece devido à presença da energia elástica acumulada na peça durante o processo de conformação. No momento que o carregamento é cessado e as vinculações são removidas e a energia é redistribuída na peça a partir do equilíbrio interno, o que normalmente causa uma distorção em relação à geometria determinada inicialmente em projeto. Dessa forma, é possível perceber que o formato final do elemento dobrado depende não somente da geometria do conjunto matriz/punção mas também da quantidade de energia acumulada durante o procedimento (MALAVOLTA, 2005).

Basicamente, o cálculo do *springback* não varia muito, pois se refere à teoria fundamental do processo de dobra em si. Com base na definição, o retorno elástico pode ser descrito como um desvio da chapa após o descarregamento e pode ser representado como na figura 6 (ABDULLAH et al., 2012).

Figura 6: Conceito básico de medição do retorno elástico.



Matematicamente, pode-se representar o retorno elástico pela equação:

$$\left[\frac{1}{R_i} - \frac{1}{R_f} \right] = 3 \frac{Y}{TE} - 4R_i^2 \left(\frac{Y}{TE} \right)^3$$

Onde R_i e R_f representam, respectivamente o raio de dobramento inicial e final. Enquanto T e E representam, respectivamente, a espessura da chapa dobrada e o módulo de elasticidade do material da peça de trabalho (BEHROUZI et al., 2010).

Entretanto, Osman et al em seu trabalho, mensura o retorno elástico pelo cálculo do coeficiente K , que pode ser expresso como:

$$K = \theta_f / \theta_i$$

Tal coeficiente é definido pela razão entre os ângulos de dobramento final e inicial (OSMAN et al., 2010).

No estudo desenvolvido por Jeshvaghani et al. (2011), a quantificação do retorno elástico é realizada pelo percentual de deflexão antes e depois do descarregamento.

$$\text{Springback (\%)} = 100(d_{\max} / \delta)$$

Onde d_{\max} é o deslocamento máximo e δ é a deflexão após a descarga (JESHVAGHANI et al., 2011).

Na literatura publicada, o retorno elástico é sempre representado ou pelo desvio do ângulo de dobramento em graus ou pelo percentual de desvio.

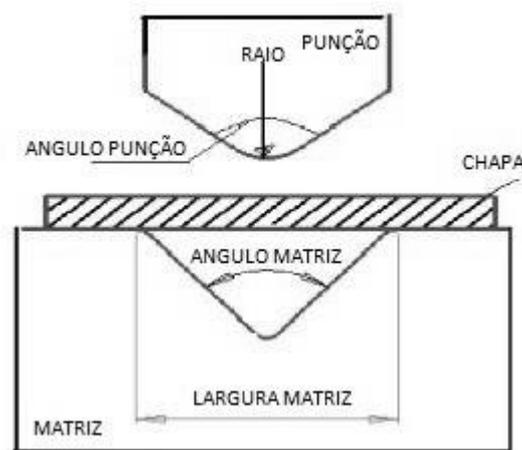
As principais geometrias de processo para o estudo do problema do retorno elástico são dobramento em U, dobramento em V e o flangeamento reto. Em termos de processos industriais, é de extrema importância durante a fase de desenvolvimento da matriz de dobramento calcular precisamente o retorno elástico com o intuito de garantir as tolerâncias especificadas para as peças e maior controle do processo (ABDULLAH et al., 2012).

3.4.1. Principais parâmetros de processo que influenciam no retorno elástico

O retorno elástico é comum e inevitável em cada estágio do processo de produção em que o material sofre alterações geométricas. Conseqüentemente, os fatores relacionados com a geração da tensão no material durante os processos de carga e descarga influenciam diretamente no comportamento elástico do material dobrado (SEO et al., 2003).

É extremamente importante para a otimização do processo que se tenha controle sobre os parâmetros que influenciam na qualidade do produto a ser conformado, principalmente quando se necessita de um aumento de velocidade de deformação, visando ganho de produtividade (SCHAEFFER, 2006). Na figura 7 pode-se observar os elementos básicos do dispositivo para dobramento.

Figura 7: Parâmetros do Dobramento matricial em V.



Fonte: Adaptado de FARSI, 2010.

Os principais parâmetros processuais do dobramento que afetam o retorno elástico são, o ângulo do punção, a direção de laminação do material da chapa metálica, a abertura da matriz, a relação entre o raio da matriz e a espessura da chapa, a espessura da chapa em si, o raio do punção, condição metalográfica pré-dobra da tira, o nível de encruamento do material, entre outros (CHIIKALTHANKAR et al., 2014).

Yi et al. (2008), estudaram um modelo baseado em tensões diferenciais após o alívio do estresse de flexão máximo, derivado de seis diferentes modelos de deformação, a fim de prever o retorno analiticamente. O *springback* para cada modelo de deformação é estimado pelas tensões diferenciais residuais entre as superfícies exterior e interna após a recuperação elástica. Cada um dos seis modelos de deformação tem uma região válida de aplicabilidade com base no módulo de elasticidade, no limite de escoamento, na tensão aplicada e na geometria do dobramento (YI et al., 2008).

Yi et al. (2008) derivou as equações analíticas para o retorno elástico da chapa deformada sob estes seis padrões de deformação. Ele também estudou modelos analíticos tradicionais para a previsão do *springback* baseado no momento de retirada do esforço de dobramento. Os modelos tradicionais requerem o conhecimento da distribuição de tensões

através da espessura da chapa, enquanto que o modelo de tensão diferencial residual requer apenas o estado de tensão nas superfícies exterior e interior da chapa. Ele também comparou o modelo de tensão diferencial residual com o modelo tradicional para os mesmos padrões de deformação para vários materiais. Ambos os modelos mostraram que o retorno elástico diminui se a espessura da chapa for menor e também com menor raio de dobramento (YI et al., 2008).

Tiryaki et al. (2009) estudaram o efeito da relação entre o raio da matriz e a espessura da chapa metálica e observou que a partir de certo ponto o *springback* aumenta com o aumento da relação raio da matriz/espessura da chapa (TIRYAKI, 2009).

No estudo de Thipprakmas o efeito da altura do punção no ângulo de dobra V foi examinado utilizando o modelo de elementos finitos e os resultados foram validados através de experiências.

A altura do punção afetou o *gap* entre a chapa e a matriz assim como a região de dobramento, o que resultou num ângulo de dobra diferente do esperado. Por conseguinte, a aplicação de uma altura de punção adequada criou um equilíbrio para compensar o espaço entre a chapa e a matriz e a distribuição de tensões na região de dobramento. Isso resultou na obtenção de um ângulo de dobramento requerido. Ele descobriu que uma altura de punção muito pequena resultou em menor ângulo de dobra do que o previsto. A aplicação de uma altura de punção demasiada grande resultou numa grande zona de dobramento e sem formação de folga entre a peça de trabalho e a matriz (THIPPRAKMAS, 2010).

A investigação do trabalho de Huang trata de um modelo que prevê o carregamento do punção e a forma final dos produtos após a descarga, em relação às propriedades de tração do material e à geometria das ferramentas. A investigação foi efetuada pela realização de algumas experiências e por simulação de elementos finitos e pode-se concluir que: a carga do punção deve aumentar quando a lubrificação, o raio do punção ou a velocidade do mesmo aumentam, ou quando o expoente de endurecimento por deformação plástica é menor; Quando o raio da matriz aumenta, a carga do punção aumenta na fase inicial e depois diminui durante a fase final do processo; Quando a largura do punção varia, a carga do punção é constante; Quando a anisotropia aumenta, a carga do punção diminui ligeiramente; Com exceção do raio da matriz, os efeitos das variáveis de processo no ângulo de dobra após a descarga, foram limitados; O maior retorno elástico foi evidenciado para as matrizes com maior ângulo (HUANG; LEU, 1998).

3.5 Ligas de Latão

Dentre as ligas de Cobre, as com maiores aplicações industriais e comerciais são as ligas de Latão, que é a denominação tradicional para as ligas que fazem parte do sistema Cu-Zn, quando tem entre 5 e 40% de Zinco. Esses materiais recebem denominação específica de acordo com o teor dos componentes, 5% (C210) a 40% (C280), sendo que se identifica o teor da liga quando se divide o valor da dezena por 2, obtendo então o teor de zinco presente no material (ROWLEY, 1984).

Em comparação com o cobre, o zinco é um elemento de liga com menor custo, porém, para a Liga de Latão é de extrema importância pois é tal elemento que garante o aumento da dureza na solução sólida. A baixos teores, até 15%, a presença do níquel pouco influencia no abaixamento da temperatura de fusão e a liga apenas começa a apresentar um curto intervalo de fusão. Devida sua alta pressão de vapor, o zinco muitas vezes é perdido pela evaporação e pela oxidação, dessa forma muitas vezes se faz necessária a adição de outro elemento de liga (GRONOSTAJSKI, 2001).

3.5.1 Latão Binário (Cu-Zn)

Os latões binários são as ligas do sistema Cu-Zn nas quais outros elementos de liga somente aparecem como impurezas, com teores ínfimos. Em ambientes não muito agressivos, tais ligas apresentam relativa resistência a corrosão, sua conformabilidade é boa, porém se destacam dos cobsres puros ou ligados no que se refere a dureza e resistência mecânica, por serem bem mais elevadas nas ligas de latão (LEE, 2003). Devido a diferença de estrutura cristalina presente na liga, onde o zinco apresenta reticulado cristalino hexagonal compacto (HC) e o cobre que tem estrutura cúbica de faces centradas (CFC), tais metais tem solubilidade limitada. Entretanto, o tamanho dos raios atômicos é similar, cerca de 4% de diferença, dessa forma, existe certa solubilidade que varia de 35%Zn a 20°C, até seu máximo 38%Zn na temperatura de 454°C (ROWLEY, 1984).

Sabendo que quando há grandes diferenças entre os raios atômicos, existe juntamente um favorecimento do endurecimento por formação de solução sólida intersticial, por precipitação ou também devido à resistência a recristalização e crescimento do grão devido a formação de partículas intermetálicas, porém esse aspecto faz com que haja uma redução da solubilidade nesse caso. Dessa forma, quando pensa-se no sistema Cu-Zn, há um favorecimento do endurecimento por formação de solução sólida substitucional, porém esse

efeito não é tão significativo, sendo a principal causa do endurecimento evidenciado nas ligas de latão devido a sua alta solubilidade que permite um endurecimento considerável em teores próximos de 30%Zn (ROWLEY, 1984).

O cobre tem entre suas principais aplicações, o uso para fabricação de peças a partir de deformação mecânica, sendo que o latão alia a facilidade de ser facilmente deformável e ainda apresentar uma resistência mecânica superior ao cobre comercialmente puro (CORRÊA et al., 2002).

O latão de teor entre 20 e 30% Zn apresenta maior ductilidade do que o cobre comercialmente puro e ligas de menor teor, devido a isso, tais ligas endurecem por deformação a uma taxa muito menor, fazendo com que o fenômeno do empescoamento, que consiste na redução da área da seção deformada, ocorra somente quando há grandes deformações (SCHNEYDER, 1971).

Diante dessas características é possível deformar consideravelmente uma dessas ligas em uma matriz sem que ocorra empescoamento, que se ocorrer pode levar a uma variação dimensional não desejada ou até mesmo à fratura em casos extremos. De um modo geral ocorre redução de ductilidade devido deformação a frio em qualquer liga de latão, porém as que preservam as características com maior eficiência, são as com teor de zinco entre 20 e 30% (SCHNEYDER, 1971).

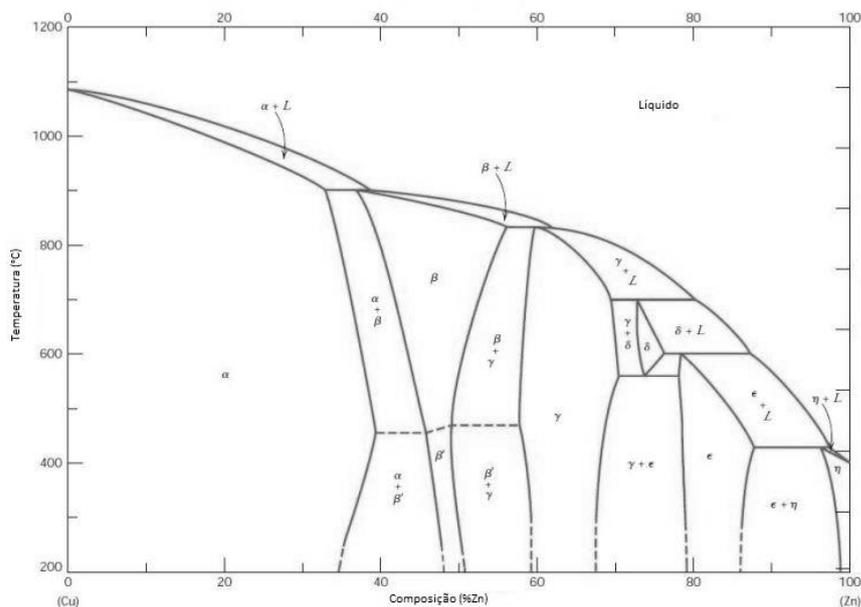
Uma outra característica do Latão é a grande influência do tamanho de grão prévio, mudando completamente o comportamento da liga durante o processamento. Quando o tamanho do grão é grosseiro suficiente para igualar ou até mesmo superar a espessura da chapa não há praticamente quase nenhum contorno de grão para impedir os deslizamentos de planos e contribuir para o encruamento, ou seja, ao passo que o grão cresce, há uma diminuição do alongamento sofrido antes da fratura. Dessa forma, é necessário um grande controle do tamanho de grão inicial à deformação a frio, e também dos recozimentos para garantir grãos finos, para isso controlando a temperatura e o tempo de tratamento (LEE, 2003).

As ligas de latão de baixo teor apresentam somente uma fase alfa. Já em uma liga de latão com alto teor de zinco, entre 35% - 40%, tem-se uma liga bifásica, pois há a presença de uma segunda fase beta. Tais ligas bifásicas apresentam microestruturas e propriedades variadas justamente devido à complexidade das transformações de fase nesses teores maiores de zinco. Devido à sua boa trabalhabilidade a quente e usinabilidade esse tipo de liga é utilizado largamente na indústria (LEE, 2003).

3.5.1.1 Diagrama de Fases Cu-Zn

As estruturas das fases, alfa e beta, presentes em ligas de latão com teor de zinco acima de 35%, diferem quando é avaliada a estequiometria do composto intermetálico beta, que se dá numa proporção entre átomos de aproximadamente 50%, ao contrário da fase alfa, que tem estrutura CFC com alguns átomos de cobre sendo substituídos por átomos de zinco. O diagrama de fases do sistema Cu-Zn é um exemplo de diagrama peritético, onde as ligas de até 35%Zn são de fase alfa única, apresentando boa ductilidade e deformação a frio. As ligas acima desse valor são bifásicas, sendo a fase beta de retículo cristalino cúbico de corpo centrado (CCC) e de dureza aumentada. Tais ligas de alto teor de zinco não dispõem de boa ductilidade a frio, porém sua deformabilidade a quente, devido a plasticidade da fase beta a temperaturas mais elevadas, a torna interessante. A solubilidade máxima do zinco no cobre se dá a 42%, sendo as ligas de teor mais elevado muito frágeis e sem aplicação comercial (MINDIVAN et al., 2003). Na figura 8 pode ser observado o diagrama de fases Cu-Zn.

Figura 8: Diagrama de fases Cu-Zn.



Fonte: Adaptado de MARTINS, 2009.

Nas ligas monofásicas quando se inicia a solidificação há a formação de dendritas de fase alfa. Tal tipo de solidificação acontece devido a gradientes de concentração que se dão quando a um resfriamento rápido o suficiente para que não ocorra equilíbrio entre a totalidade de sólido e líquido. Tal gradiente leva a um resfriamento constitucional, que favorece o

crescimento de pontas de cristais superficiais, fazendo com que os átomos de soluto rejeitados pela cristalização se concentrem em uma região que vai se tornar super-resfriada constitucionalmente, sendo que a ponta de qualquer protuberância dessa camada pode vir a se tornar estável e crescer formando uma haste dendrítica primária (PORTER et al., 1987).

A morfologia dendrítica toma forma quando há a rejeição lateral de soluto, que leva a formação dos braços secundários e terciários, a partir da frente de crescimento celular, que é o arranjo paralelo e contínuo de braços primários. Tal morfologia é influenciada pela velocidade local de solidificação e também pelo gradiente de temperatura. Se forem adotadas baixas velocidades de resfriamento, haverá tempo do soluto passar à frente da interface sólido líquido (S/L), fazendo com que o crescimento seja planar. Já a altas velocidades tem-se que a massa de soluto agregada próxima a interface ocasionará um potencial para o super-resfriamento constitucional (EDWARDS et al., 1990).

O super-resfriamento constitucional é comumente ligado a explicação de muitas questões relacionadas à solidificação. Observando mais de perto, constata-se que na realidade, a temperatura de solidificação da porção próxima e na interface S/L diminui à medida que vai acontecendo a solidificação e o acúmulo de soluto nessa região. Há também como explicar tal solidificação se pensa-se na redução do super-resfriamento que acontece pela mudança de composição química do líquido próximo à interface S/L, desse modo a região de preferência de crescimento será exatamente aquela que tiver menor redução do super-resfriamento (OHNO, 1988).

Ohno afirma que na realidade a condição de solidificação em equilíbrio nunca pode acontecer, pois deve sempre haver um super-resfriamento constitucional na interface S/L em desenvolvimento para o crescimento cristalino. Depois de nucleadas as dendritas se espalham e quando se chega no fim da solidificação, várias dendritas se associam para formar um único grão (OHNO, 1988).

Já no caso das ligas bifásicas, a concentração de zinco em relação a composição peritética é que vai determinar as características da solidificação. A fase alfa é primária e a fase beta é formada a partir da reação peritética que ocorre no último líquido a solidificar, considerando teores abaixo de 37,6% (LEE, 2004).

Porém, a temperatura é relevante para a composição da fase beta, sendo essa fase de retículo cristalino CCC até 470°C, acima dessa temperatura a estrutura se torna desordenada devido à alta energia vibracional que os átomos assumem. Tal fato é o que determina a boa ductilidade a quente e o contrário para deformações a frio, pois quando os átomos têm baixa energia, eles se ordenam formando uma fase beta linha, extremamente ordenada, que é

responsável pela diminuição da deformabilidade do latão bifásico a frio. Dessa forma tem-se a indicação do uso do latão bifásico para extrusão a quente, e não à laminação a frio, por exemplo. A fase beta linha pode ser endurecida mediante a aplicação de um tratamento térmico de envelhecimento em temperaturas entre 200 e 500°C. Não é a coexistência das fases na temperatura ambiente que faz com que a ductilidade a frio da liga bifásica seja baixa, pois nem se a totalidade da liga fosse fase beta, esse patamar não seria alcançado. No trabalho a quente, as fase beta linha é substituída por uma fase beta desordenada, que facilita o processamento devido ao aumento da ductilidade devido a desorganização atômica. Há também uma perceptível vantagem das ligas bifásicas em relação às monofásicas quando pensamos em usinabilidade, pois devido a presença da fase beta linha frágil, essa propriedade é aumentada (HOFMANN et al., 2005).

3.5.1.2 Aplicações e Propriedades do Latão Binário

As ligas de latão são muito utilizadas para ornamentação e para a construção civil devido sua coloração, sendo a cor da liga de latão binário depende da quantidade percentual de zinco na liga, sendo esta classificação feita pela CDA-ASTM: Na tabela 1, observa-se as classificações dos latões quanto a cor.

Tabela 1: Coloração dos latões binários.

% de Zinco	Côr do latão
2	Cobre
10	Ouro velho
15-20	Avermelhada (latão vermelho)
30-35	Amarelo brilhante (latão amarelo)
40	Amarelo claro

Fonte: MATESO, 2006.

Já dentro da indústria pode-se evidenciar várias aplicações, que vão variar de acordo com a composição química da liga. Segundo Mateso (MATESO, 2006), são as ligas de maior importância:

Latão C 210: devido seu baixo teor de zinco (5%), esta liga não é passível de sofrer corrosão por dezincificação, que acontece quando o zinco é atacado e removido preferencialmente, muito comum em ligas com maiores teores desse metal. Muito utilizado

para artesanato, produção de joias, cunho de moedas, medalhas, placas, e também servindo como base para a aplicação de camadas de ouro ou esmalte vítreo.

Latão C 220: liga bastante semelhante a C 210, mas também é usada para confecção de ferragens e ornamentos, podendo ter uma aplicação limitada na indústria bélica, mas não comparada a liga C 260 característica da fabricação de produtos bélicos.

Latão C 230: forma o grupo dos latões vermelhos, juntamente com C 210, C 220 e C 240, tendo propriedades bastante semelhantes, como a resistência a corrosão e principalmente à dezincificação, muito utilizado para produção de zíper de roupas, bijuterias, mas tem desvantagem em relação ao custo, pois o custo relativo ao cobre é mais elevado que o outro elemento de liga.

Latão C 240: assim como os outros participantes do grupo dos latões vermelhos, tem grandes propriedades anticorrosivas, e tem como maior aplicação a fabricação de peças ornamentais, componentes de relógios, sendo estes obtidos por meio de processos de conformação mecânica e brasagem.

Latão C 260: apesar de ainda ser uma liga monofásica, apresenta propriedades diferenciadas em relação ao grupo dos latões vermelhos. De coloração amarelada, apresenta alguns problemas com a dezincificação porém dentre as ligas de latão é a que dispõe da melhor combinação entre resistência mecânica e ductilidade, dessa forma sendo muito utilizado na conformação mecânica. A aplicação mais evidenciada para tal liga é em cartuchos para munição, mas é utilizada de muitas outras formas como tubos trocadores de calor, roscas de lâmpadas, instrumentos musicais, pinos, parafusos.

Latão C 268: liga esta que tem composição entre 33 e 34% de zinco, sendo o cobre o restante. Possui propriedades mecânicas inferiores a liga C 260, entretanto devido ao maior percentual de zinco seu custo de fabricação é reduzido. Quando o projeto não necessita resistir a esforços muito grandes, a liga 268 pode ser aplicada em substituição a 260.

Latão C 272: devido a sua composição contar com um teor de 36 a 37% de zinco, esta liga já apresenta um resquício de fase beta. Devido seu alto teor de zinco, em ambientes corrosivos ela sofre muito com a dezincificação, impedindo assim sua aplicação quando se necessita certa característica anticorrosiva. Assim como as ligas C 260 e C 268, pode ser trabalhada tanto a frio quanto a quente. Apesar de ter menor ductilidade que as outras ligas, ainda consegue suportar deformações relativamente severas. Pinos, parafusos, recipiente para

instrumentos, componentes de radiador, lâmpadas são algumas das principais utilizações dessa liga.

Latão C 280: devido sua característica bifásica, tal liga apresenta muito boa trabalhabilidade a quente, devido a presença da fase beta desordenada, que eleva a plasticidade em temperaturas acima de 470°C, porém essa mesma fase dificulta o trabalho a frio, pois em baixas temperaturas tem estrutura ordenada CCC. Tem limitações de uso em ambientes agressivos devido ao alto teor de zinco. Tem aplicações tanto industriais, como na química sendo utilizado em placas de tubos de condensadores e trocadores de calor e também como produção de componentes mecânicos por forjamento, assim como na arquitetura em painéis espessos, placas, perfis e barras. Na tabela 2 podem ser observadas algumas propriedades mecânicas das ligas de latão mais comuns na indústria.

Tabela 2: Propriedades mecânicas dos Latões

Liga (ASTM)	Composição Química	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell (HB)	Limite de resistência à fadiga (MPa)
C210	95Cu 5Zn	270-550	100-380	45-3	65-120	-
C220	90Cu 10 Zn	270-570	90-420	50-4	55-125	70-160
C230	85Cu 15Zn	310-600	100-420	50-4	60-135	105-170
C240	80Cu 20Zn	310-640	120-480	52-3	65-155	100-185
C260	70Cu30Zn	330-850	120-540	62-3	65-160	75-200
C268, C270	66Cu 34 Zn	340-860	130-550	60-3	65-165	85-155
	65Cu35Zn					
C272	64Cu 36Zn	340-860	130-550	56-5	65-165	95-210
C280	60Cu 40Zn	380-600	160-450	40-4	85-145	110-130
C340	65Cu34Zn1Pb	330-550	120-460	45-8	65-135	-
C353	62Cu36Zn2Pb	340-700	150-460	45-2	70-125	100-195
C360	61Cu36Zn3Pb	360-520	150-450	40-12	75-135	140
C370	61Cu38Zn1Pb	380-580	180-520	40-8	80-150	-
C442	71Cu28Zn1Sn	340-400	130-180	65-50	65-85	160-185
C464	61Cu38Zn1Sn	395	160-390	40-20	90-145	150-230

Fonte: Adaptado de MATESO, 2006.

3.5.2 Latões com Chumbo (Cu-Zn-Pb)

Nas ligas de cobre-zinco-chumbo, o chumbo não se liga nem ao cobre nem ao zinco, permanecendo nessas ligas sobre forma de partículas dispersas em uma matriz, que vai depender da composição química da liga em termos das quantidades de cobre e zinco (ROWLEY, 1984). As partículas de chumbo presentes na liga até um teor de 35% promovem

uma lubrificação da ferramenta de corte e uma fragilização localizada do cavaco, dessa forma o principal objetivo de adicionar o chumbo à liga é exatamente aumentar a usinabilidade (DYBIEC, 1997).

Quando pensa-se em um latão com até 3% de chumbo percebe-se que normalmente está atrelado ao um teor de zinco de aproximadamente 35%, fazendo com que estas ligas sejam bifásicas. Porém as partículas de chumbo dispersas na matriz de cobre-zinco são prejudiciais para a deformação plástica. Por esse motivo os latões com chumbo não são empregados em processos de conformação a frio. Tem sua maior aplicação quando pensa-se em barras extrudadas para usinagem e obtenção de componentes como parafusos, porcas e outras peças usinadas (CHEN, 2001). Os teores para os chamados Latões de Fácil Corte, estão entre 0,5 e 3,5% de chumbo. A classificação da CDA-ASTM diz que a nomenclatura das ligas de latão com chumbo deve começar com 3, como por exemplo a liga C 360.

Segundo Mateso (MATESO, 2006), as principais ligas de latão com chumbo são:

Latão C 340: além de 34% de zinco e 65% de cobre, essa liga contém um terceiro elemento de liga. Com 1% de chumbo em sua composição, tal liga dispõe de elevada usinabilidade e conformabilidade, sendo aplicada na produção de parafusos, rebites, porcas, componentes de relógios e instrumentos. Tais propriedades se devem as partículas de chumbo dispersas em uma matriz alfa, podendo conter ou não uma pequena quantidade de fase beta.

Latão C 353: possuindo 2% de chumbo em sua composição, essa liga dispõe de propriedades muito semelhantes a liga anterior, porém devido seu maior teor de zinco (36%), é uma liga bifásica que tem fases alfa e beta convivendo com partículas de chumbo, dessa forma tal liga apresenta menor trabalhabilidade. Muito utilizada em terminais de baterias elétricas e velas de ignição de motores.

Latão C 360: tem 3% de chumbo em sua composição e tem micro estrutura bifásica muito semelhante a liga C 353, e devido a sua alta usinabilidade é conhecida como “*free cutting brass*”, ou Latão de usinagem fácil. Obtido muitas vezes na forma de barras extrudadas, que posteriormente serão usinadas para obtenção de porcas, parafusos, pinos, buchas, mancais, afastadores entre outras aplicações.

Latão C 370: tem características microestruturais muito semelhante às ligas já citadas, entretanto, devido ao seu teor de zinco mais elevado, 38%, ela tem maior quantidade de fase beta na matriz, fazendo com que além da usinabilidade, essa liga apresente também bom trabalho a quente. Muito utilizado para fabricação de peças tubulares por usinagem.

Em alternativa ao uso do chumbo como elemento para aumentar a usinabilidade do latão, tem-se também a alternativa de uso de elementos como selênio e telúrio, que não

prejudicam as propriedades de deformação da liga. Porém tais elementos são de elevado custo e não tem tanta disponibilidade no mercado (BURSIKOVA, 2002).

3.5.3 Latões com Estanho (Cu-Zn-Sn)

Com a substituição de pequena porção do teor de zinco por estanho, temos as ligas cobre-zinco-estanho. Com o intuito de melhorar as propriedades anticorrosivas dos latão, para melhor aplicação em ambientes particularmente agressivos, como ambientes marinhos, ou ambientes que contenham cloretos, foi implementado o estanho como elemento de liga (HOFMANN, 2005). Se destacam dentro desse grupo de ligas o Latão Almirantado, de composição 70% cobre, 29% zinco e 1% estanho, e o Latão Naval constituído de 60% cobre, 39% zinco e 1% estanho (SEUGMAN, 2005). A nomenclatura desse grupo pela CDA-ASTM se inicia sempre pelo número 4. (ROWLEY, 1984) Sendo as duas ligas mais importantes dentro desse grupo, segundo Mateso (MATESO, 2006):

Latão C 442: com 71% de cobre, 28% de zinco e 1% de estanho essa liga apresenta somente uma fase alfa, apresenta também pequena quantidade de arsênio para o aumento da resistência à dezincificação, Já o estanho é adicionado à liga com o intuito de aumentar a resistência do latão em meios corrosivos como rios e mares, com águas poluídas, paradas ou em movimento com velocidades baixas.

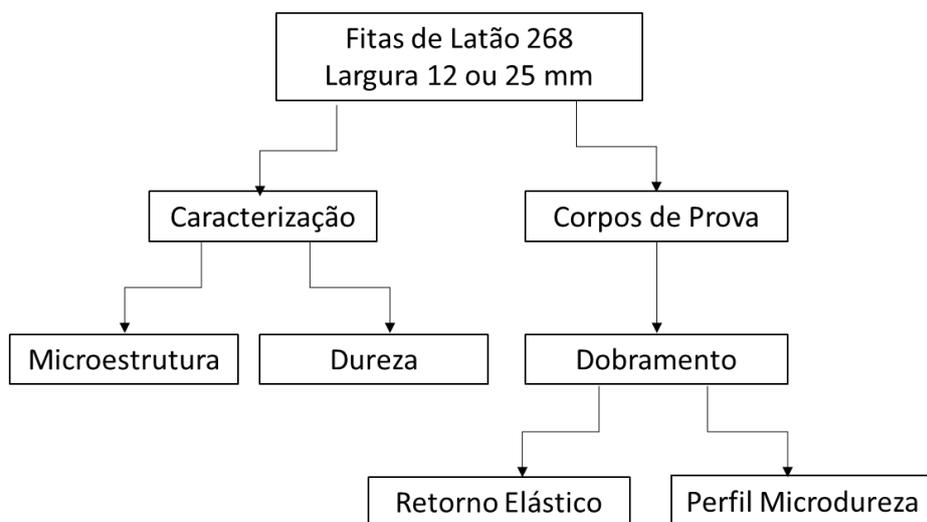
Latão C 464: devido ao seu maior teor de zinco, 38%, essa liga com 1% de estanho apresenta característica bifásica, pode ter ainda um baixíssimo teor de chumbo para facilitar a usinagem, e é muita das vezes obtida na forma de chapas, placas e barras com o intuito de produzir placas de condensadores, porcas, parafusos, entre outros componentes para uso em locais submersos ou na construção naval.

4 - MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Descrição Geral do Trabalho

O trabalho desenvolvido contemplou as seguintes etapas: Avaliação microestrutural de duas chapas de latão de mesma espessura (0,7mm) e larguras diferentes (12mm e 25mm) em seu estado inicial (ambas adquiridas comercialmente do mesmo fornecedor); Realização de ensaios de microdureza Vickers para constatação da mesma condição inicial de dureza das duas fitas; Confecção dos corpos de prova para os ensaios de dobramento; Realização de ensaio de dobramento em matriz “V” variando parâmetros do processo, ângulo de dobramento (30°, 60° e 90°) e o raio do punção (2mm, 4mm, 6mm, 8mm, 10mm), para avaliar sua influência no fenômeno do retorno elástico; Medição do ângulo de dobramento final dos corpos de prova com auxílio de um goniômetro para cálculo do retorno elástico e verificação da influência dos parâmetros geométricos da chapa e do processo no fenômeno; Estudo do perfil de microdureza Vickers dos corpos de prova na região do dobramento, para avaliar a influência do processamento na propriedade mecânica em questão do material, ao final foram medidas as espessuras dos corpos de prova na região do dobramento utilizando o micrômetro acoplado ao microdurômetro. Na figura 9 é apresentado por meio de um fluxograma a ordenação dos procedimentos realizados durante o desenvolvimento do presente trabalho.

Figura 9: Fluxograma das etapas do trabalho desenvolvido



4.2 Materiais

Como material de estudo foi escolhido o latão, muito utilizado em operações de estampagem na indústria mecânica em geral. Foram adquiridas duas fitas de latão comercial laminado a frio de mesma composição química (Latão 268, evidenciado na tabela 3 conforme certificado do fornecedor), mesma espessura de 0,7mm e duas larguras diferentes, 12mm e 25mm.

Tabela 3: Composição química do latão conforme informado pelo fornecedor.

Elemento	Especificação		Resultado
	Mínimo	Máximo	
Bi		0,0060	0,0000
Cu	64,0000	68,5000	66,0800
Fe		0,0400	0,0320
Pb		0,0150	0,0080
Zn	31,5000	36,0000	33,8610

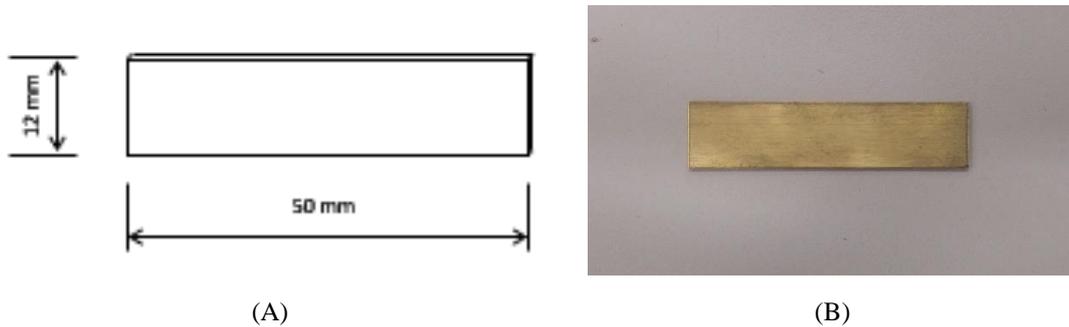
Fonte: Adaptado do fornecedor.

4.3 Corpos de Prova

Para o ensaio de dobramento em matriz “V” foram confeccionados corpos de prova por meio de corte transversal das fitas em uma guilhotina PECK, STOW & WILCOX modelo U-136-D, o acabamento lateral dos corpos de prova foi aproveitado da própria fita como adquirida. Considerando as duas larguras das fitas, os parâmetros escolhidos para dobramento (5 raios de cutelo e 3 ângulos da matriz) e o uso de 3 réplicas para cada condição, foram confeccionados 90 corpos de prova no total.

Nas figuras 10 e 11 é possível observar detalhes dos corpos de prova que foram confeccionados para a realização do ensaio de dobramento. Nota-se que os corpos de prova exibiram as mesmas espessuras (0,7 mm) e comprimento (50 mm), sendo a variação (um dos parâmetros de análise do trabalho) a largura das amostras: 12mm e 25mm.

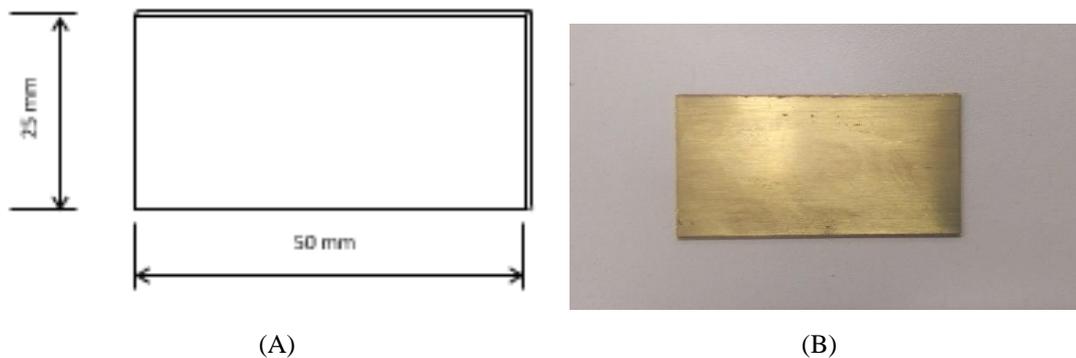
Figura 10: Corpo de prova 12mm.



(A) Desenho esquemático do corpo de prova utilizado para a fita de 12mm de largura e (B) imagem do corpo de prova depois de cortado.

Fonte: Próprio autor.

Figura 11: Corpo de prova 25mm.



(A) Desenho esquemático do corpo de prova utilizado para a fita de 25mm de largura e (B) imagem do corpo de prova depois de cortado.

Fonte: Próprio autor.

4.4 Caracterização Microestrutural

Para caracterização da microestrutura do material o ensaio metalográfico empregado foi a microscopia óptica, conduzida em um microscópio *Fortel* com sistema de aquisição de imagens *ScopePhoto*. O equipamento fica ilustrado na figura 12.

As amostras (uma de cada condição, 12mm e 25mm de largura) foram preparadas conforme procedimento metalográfico convencional, envolvendo as etapas de corte, embutimento a frio com acrílico autopolimerizante, lixamento efetuado em oxido de alumínio passando pelas granulometrias de #120, #240, #320, #400 e #600 e polimento das amostras com pasta de diamante de 9 μm e 3 μm em politriz. Para o ataque químico foi utilizado o reagente “DiCobre” com a formulação apresentada na tabela 4.

Figura 12: Microscópio óptico Fortel

Fonte: Próprio autor.

Tabela 4: Formula do reagente “Di Cobre”

Composição Di Cobre	
Ácido Sulfúrico	65ml
Dicromato de Potássio	16g
Cloreto de Sódio	3g
Água Destilada	800ml

Fonte: Corrêa (2004)

4.5 Caracterização Mecânica

O ensaio de microdureza foi conduzido para caracterização mecânica do material. A dureza foi determinada em um microdurômetro *Shimadzu* Modelo HMV 2T, exibido na figura 13. As mesmas amostras utilizadas no ensaio metalográfico foram utilizadas na caracterização mecânica, sendo efetuados 8 testes em cada amostra a um tempo de aplicação de 15 segundos e carga de 200gF. Apesar dos ensaios conduzidos serem de microdureza, podem ser representativos da macrodureza do material no sentido de que, em temperatura ambiente, a composição do material em estudo apresenta sempre e apenas fase α e cada impressão envolveu vários grãos.

4.6 Ensaio de Dobramento

As variações dos parâmetros do dobramento (raio e ângulo) utilizadas no trabalho permitem uma avaliação do comportamento do latão em situações próximas as da realidade,

situações às quais o processo de estampagem submete o material. O ensaio de dobramento permite a avaliação do retorno elástico sofrido pelo material após o descarregamento. Foram realizados ensaios em 3 corpos de prova para cada condição estudada. A tabela 5 evidencia os parâmetros utilizados, levando a um total de 90 corpos de prova ensaiados.

Figura 13: Microdurômetro *Shimadzu* Modelo HMV 2T



Fonte: Próprio autor.

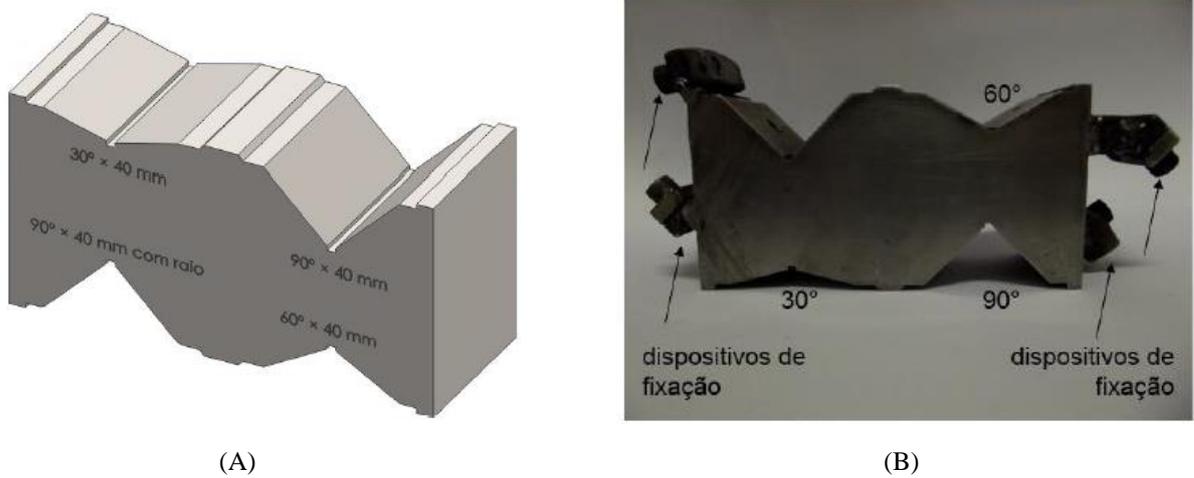
Tabela 5: Condições de Ensaio

Ângulos de Dobramento	Raio de Dobramento	Largura da Chapa
30°, 60° e 90°	2mm, 4mm, 6mm, 8mm e 10mm	12mm e 25mm

Fonte: Próprio autor.

Os ensaios foram realizados em uma prensa manual *Dake* Modelo 1-3/4, com capacidade de 3 Ton (29,4 Kn). Os componentes utilizados para o ensaio, como a matriz, os cutelos e o seu suporte foram desenvolvidos e confeccionados no trabalho desenvolvido por *Sales* (2013). Já o aparato para controle da carga aplicada no dobramento, que envolve um relógio comparador e mecanismos de fixação, foi desenvolvido por *Magalhães* (2015) em um estudo posterior utilizando os mesmos dispositivos para o ensaio de dobramento. A figura 14 demonstra a matriz utilizada no ensaio e o dispositivo montado e pronto para a realização do ensaio pode ser observado na figura 15.

Figura 14: Matriz de Dobramento



(A) Desenho esquemático da matriz desenvolvida por Sales (2013) e (B) foto da matriz pós modificações para encaixe e fixação do relógio comparador desenvolvidas por Magalhães (2015).

Fonte: Sales (2013) e Magalhães (2015).

Figura 15: Dispositivo pronto para a realização do ensaio

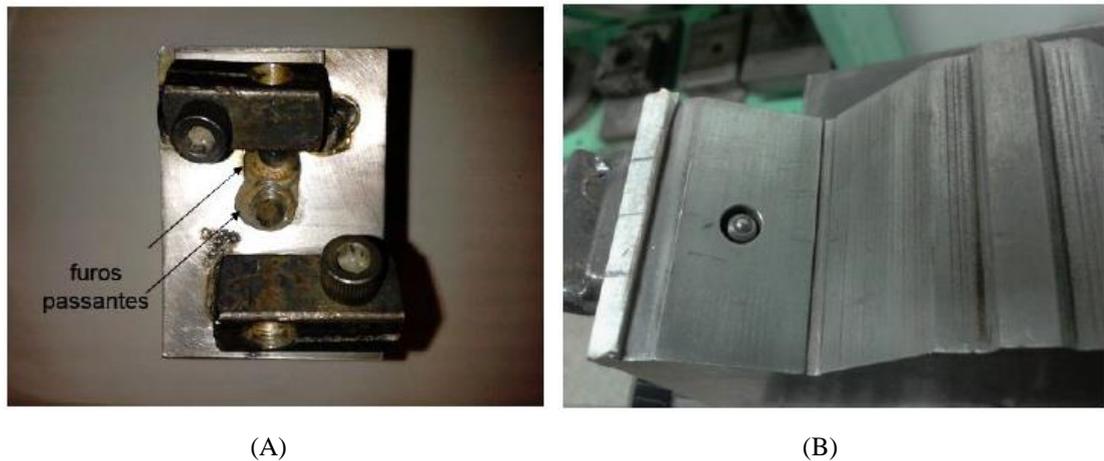


Fonte: Próprio autor.

Em 2015, Magalhães (2015) desenvolveu um sistema de fixação para um relógio comparador da marca *Mitutoyo* Modelo 2046F com o intuito de minimizar os problemas observados por Sales (2013) em seu trabalho, como a ineficiência do controle dos esforços aplicados no ensaio de dobramento. Para tal, realizou furos passantes em cada abertura de matriz possibilitando a inserção do relógio comparador que foi fixado com o auxílio de aparatos soldados junto à matriz. A presença do relógio comparador viabilizou o controle

do posicionamento do corpo de prova em relação a matriz de dobramento, assim, padronizando o esforço aplicado. Nas figuras 16 e 17 são exibidos detalhes dos furos passantes e o relógio comparador utilizado, respectivamente.

Figura 16: Detalhes dos furos passantes



(A) Detalhe externo do furo passante onde é anexado o relógio comparador e (B) Detalhe do furo passante interno da matriz, onde a extremidade do relógio comparador entra em contato com o corpo de prova.

Fonte: Magalhães (2015)

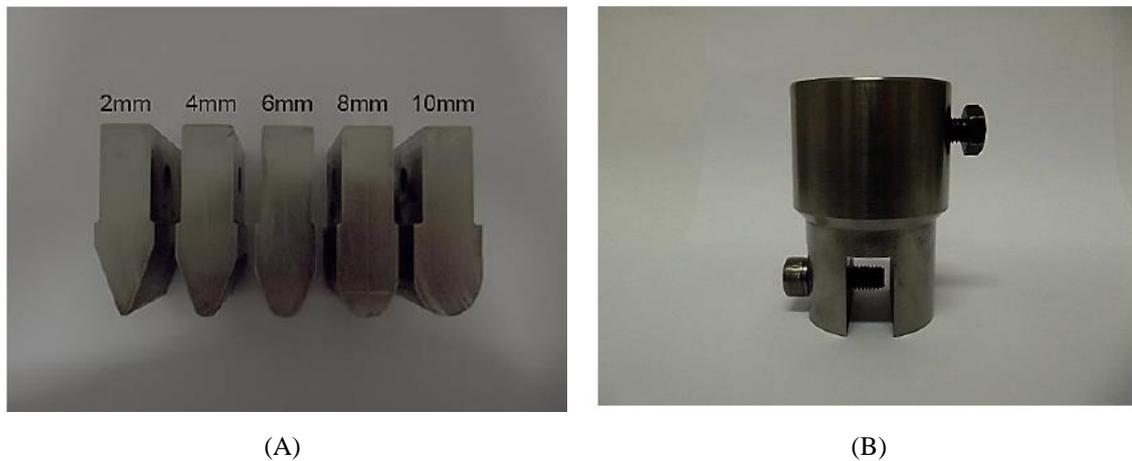
Figura 17: Relógio comparador Mitutoyo Modelo 2046F



Fonte: Magalhães (2015)

Os cutelos foram desenvolvidos por Sales (2013) nos raios 2mm, 4mm, 6mm, 8mm e 10mm. Tais dispositivos e seu aparato de fixação à prensa são mostrados na figura 18.

Figura 18: Cutelos e Dispositivo de Fixação.



(A) Cutelos de dobramento e (B) Dispositivo de fixação dos cutelos à prensa.

Fonte: Magalhães (2015)

A posição do relógio comparador depois de fixado à matriz foi estipulada com o auxílio de um bloco padrão. O procedimento do ensaio consistiu no posicionamento do corpo de prova na matriz, aproximação do punção até que a leitura do relógio comparador indicasse total contato do corpo de prova com a matriz, contagem de 10 segundos até a cessão do esforço.

4.7 Perfil de Microdureza

Para análise das modificações das propriedades sofridas pelo material após o dobramento, foi realizado um estudo do perfil de microdureza Vickers de algumas amostras. Com o intuito de ter uma análise que permeie as condições de processo estudadas no ensaio de dobramento, foram selecionadas para o estudo do perfil de microdureza amostras das condições de raio limites, 2 e 10mm, de cada ângulo de dobramento, além do raio 6mm, para avaliação intermediária. É possível verificar as condições estudadas na tabela 6.

Tabela 6: Condições estudadas pela técnica de Perfil de Microdureza.

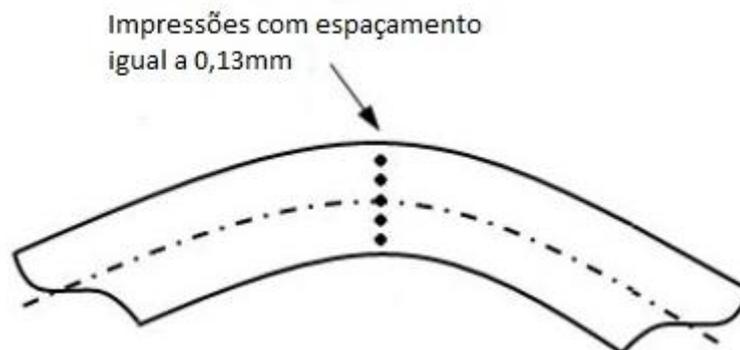
Ângulos de Dobramento	Raio de Dobramento	Largura da Chapa
30°, 60° e 90°	2mm, 6mm e 10mm	12mm

Fonte: Próprio autor.

Para tal estudo, foi utilizado o mesmo equipamento em que foi realizada a caracterização do material no estado inicial. No equipamento em questão, foram selecionados os mesmos parâmetros de ensaio definidos para a caracterização do corpo de prova no estado inicial, de forma a propiciar uma comparação entre as etapas do processo. Sendo esses parâmetros, 200gF de carga e tempo de carregamento de 15s.

Tais ensaios foram conduzidos seguindo a linha central ao dobramento dos corpos de prova, de forma perpendicular à espessura dos mesmos e em posições específicas, com espaçamento regular de 0,13mm. Foram efetuadas 5 impressões, sendo uma no centro (posição 3), duas em posições intermediárias (2 e 4) e duas nas extremidades (1 e 5), sendo a posição 1 mais próxima a superfície externa e a 5 mais próxima a superfície interna do dobramento. Tais posições podem ser observadas na figura 19.

Figura 19: Posicionamento das impressões realizadas na técnica de perfil de microdureza.



Fonte: Adaptado de Sales (2013).

4.8 Análise do retorno elástico

Realizado o ensaio nos corpos de prova, foram medidos os ângulos finais de dobramento para todas as condições estudadas com auxílio de um goniômetro de marca *Mitutoyo*, demonstrado na figura 20. Tal medição permite o cálculo, a partir da diferença entre o ângulo de dobramento fornecido pela matriz (30°, 60° e 90°) e ângulo medido no goniômetro, do ângulo de retorno elástico sofrido pelo material após o descarregamento.

Os resultados apresentam um valor para ângulo de retorno de cada condição considerando um valor médio obtido entre os 3 corpos de prova ensaiados.

Figura 20: Goniômetro *Mitutoyo* utilizado na medição dos ângulos finais de dobramento.



(A)



(B)

(A) Goniômetro da marca *Mitutoyo* e (B) equipamento sendo utilizado para medição dos ângulos finais de dobramento

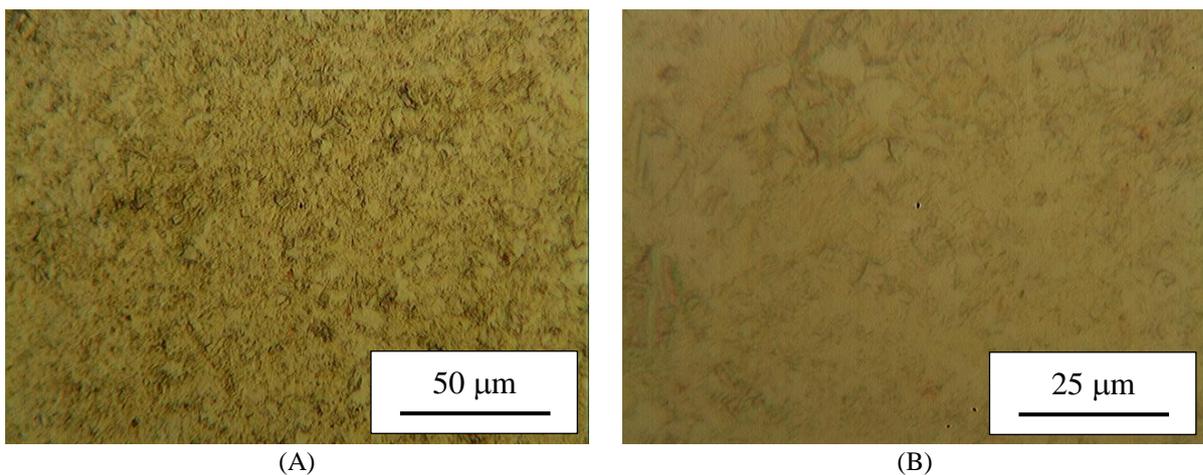
Fonte: Próprio autor.

5 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização do material

Os resultados da caracterização microestrutural do material seguem apresentados nas figuras 21 e 22. As imagens obtidas via microscopia óptica das duas fitas de latão demonstram que ambas apresentam, como esperado, devido à composição do latão adquirido ser 70/30, apenas a fase α . É possível perceber também os contornos de grão, que induzem a classificar as condições microestruturais das duas fitas como muito semelhantes. Dessa forma, pode ser avaliada a influência dos parâmetros geométricos do processo e da chapa no retorno elástico sem interferência direta da microestrutura.

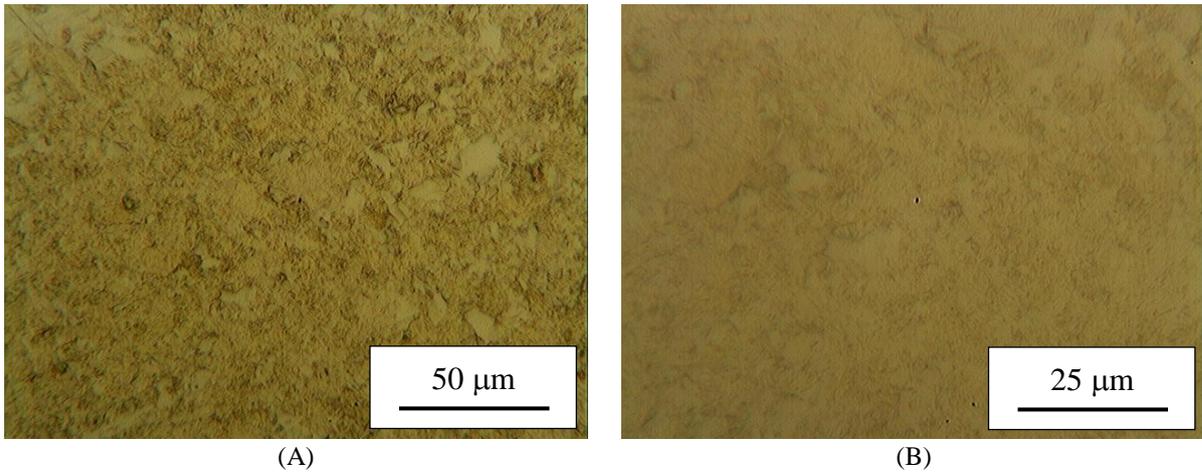
Figura 21: Fotomicrografia da fita de latão com 12mm de largura.



Fonte: Próprio autor.

A medida da microdureza Vickers pode ser considerada como uma ideia de macrodureza, devido à presença de apenas uma fase (α) em todas as condições estudadas no presente trabalho. Os resultados são apresentados na tabela 7 para as duas larguras empregadas nos ensaios.

Figura 22: Fotomicrografia da fita de latão com 25mm de largura.



(A) e (B) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

Tabela 7: Resultados Microdureza Vickers

Medição Dureza	Largura da Chapa	
	12mm	25mm
1	138	128
2	137	144
3	139	131
4	142	139
5	137	143
6	135	138
7	133	139
8	133	138
Média	136,75	137,5

Fonte: Próprio autor.

Igualmente à caracterização microestrutural, o ensaio de microdureza forneceu resultados semelhantes para as duas fitas, comprovando que os resultados obtidos no presente trabalho serão relativos à influência apenas dos parâmetros do processo de dobramento e da geometria do material.

5.2 Ensaio de Dobramento

Em relação ao retorno elástico sofrido pelo material após o ensaio de dobramento, nas tabelas 8 e 9 são apresentados os resultados das medidas dos ângulos de retorno para ambas as condições de material estudadas variando os ângulos de dobramento e os raios dos cutelos. Os gráficos dos resultados, assim como as tendências dos resultados de ângulo de retorno elástico podem ser observados nas figuras 23, 24 e 25 a seguir.

Tabela 8: Resultados dos ângulos de retorno para a Fita de 12mm

Raio	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
2mm	1030	1235	1305
	1095	1040	1100
	1015	1080	1290
Média	1046,67	1118,33	1231,67
4mm	1060	1015	1245
	1065	1260	1000
	955	1155	1195
Média	1026,67	1143,33	1146,67
6mm	995	1165	1195
	1005	1245	1165
	1105	1200	1220
Média	1035	1203,33	1193,33
8mm	935	1150	1340
	1060	1280	1345
	930	1285	1365
Média	975	1238,33	1350
10mm	570	915	1480
	640	965	1400
	680	955	1440
Média	630	945	1440

Fonte: Próprio autor.

Tabela 9: Resultados dos ângulos de retorno para a Fita de 25mm

Raio	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
2mm	945	1095	1055
	955	1100	1305
	995	1015	1240
Média	965	1070	1200
4mm	865	1060	1165
	975	960	1200
	945	960	1110
Média	928,333	993,333	1158,33
6mm	920	1065	1255
	995	1080	1155
	875	1075	1225
Média	930	1073,33	1211,67
8mm	830	1120	1310
	880	1050	1120
	900	1085	1245
Média	870	1085	1225
10mm	890	1175	1365
	930	1170	1190
	885	1060	1430
Média	901,667	1135	1328,33

Fonte: Próprio autor.

Nos resultados apresentados é possível perceber que há uma tendência de crescimento do retorno elástico no sentido do aumento do ângulo de dobramento, sendo os maiores resultados apresentados para os ângulos de 90°. No estudo desenvolvido por Sales (2013), foram encontrados valores de ângulo de retorno elástico para o dobramento dos aços inoxidáveis SAF 2205 e AISI 304, em diferentes condições microestruturais, também com tendência de crescimento com o aumento do ângulo de dobramento. Magalhães (2015) teve resultados semelhantes no estudo do retorno elástico no dobramento de aços bifásicos.

Com relação às larguras das fitas, é possível perceber nos resultados dos ângulos de retorno elástico, que o fenômeno apresenta maior intensidade na maioria das condições estudadas para a fita de menor largura, 12mm. Tal resultado confirma a tendência esperada de que a largura é inversa ao retorno elástico, pois quanto maior a dimensão, maior é a distribuição da deformação durante o processamento, sendo assim previsto um menor *springback*.

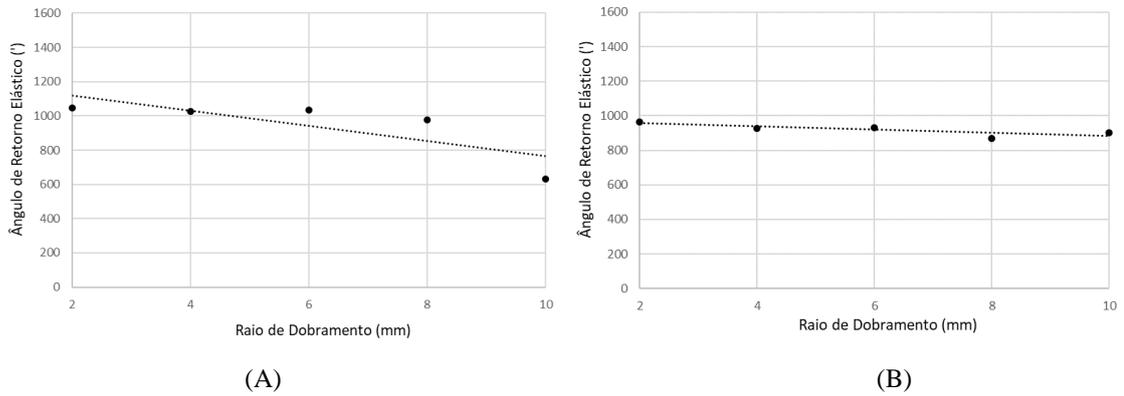
Em relação aos raios dos cutelos empregados no processo, há uma tendência de aumento do fenômeno de retorno elástico com o aumento do raio para as condições com ângulo de dobramento de 90° e 60° na fita de 25mm, entretanto as medidas para o ângulo de 30° tiveram tendência decrescente. Tal fato pode ter acontecido por alguma folga na aparelhagem ou algum erro de medição de tempo de carregamento, que afetaria o resultado do retorno elástico no processo.

Já na fita de 12mm, a tendência de aumento foi observada também para o ângulo de 90° e, assim como na fita de maior largura, as medidas para o ângulo de 30° apresentaram tendência decrescente, que pode ser explicada pelos mesmos fatores apresentados anteriormente. O ângulo de dobramento de 60° para a fita de 12mm apresentou tendência de crescimento até o raio de 8mm, porém a medida para o raio de 10mm foi muito inferior ao esperado. Tal medida pode ser justificada por algum erro de montagem da aparelhagem do ensaio, erro de contagem de tempo de carregamento ou carregamento excessivo, já que o mesmo é realizado manualmente, apesar do auxílio do relógio comparador. Dessa forma, para a montagem dos gráficos de tendência, foi retirada a medida em questão.

Há similaridade dos resultados apresentados pelo presente trabalho aos observados em investigações anteriores, cuja tendência de aumento da recuperação elástica foi verificada com o aumento do raio do cutelo (TEKASLAN et al., 2006; SALES, 2013; MAGALHÃES, 2015).

Em relação às características do material a ser processado, em trabalhos desenvolvidos anteriormente, em geral menciona-se que o limite de escoamento e o módulo de elasticidade são os parâmetros mais importantes na determinação da intensidade do retorno elástico (TEKASLAN et al., 2006; ABDULLAH et al., 2012). No presente trabalho, os valores observados para o fenômeno de recuperação elástica no latão foram superiores aos verificados em publicações anteriores que investigaram o retorno elástico em diferentes tipos de aços (TEKASLAN et al., 2006; SALES, 2013; MAGALHÃES, 2015). Tal resultado era esperado, já que os valores de módulo de elasticidade do latão são inferiores aos dos aços estudados, gerando um aumento do efeito mola, como mencionado por DIETER, 1981.

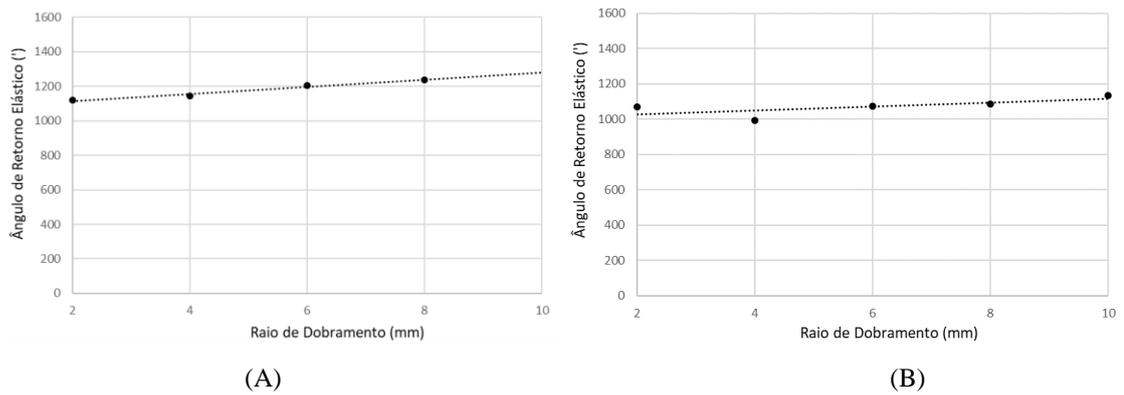
Figura 23: Gráficos e tendência do retorno elástico para o ângulo de 30°.



(A) Resultados para a fita de 12mm de largura e (B) resultados para a fita de 25mm de largura.

Fonte: Próprio autor.

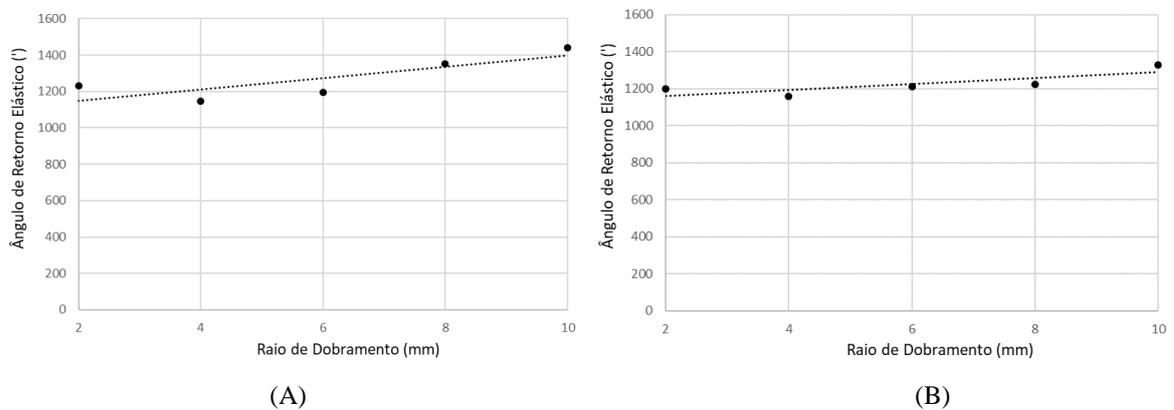
Figura 24: Gráficos e tendência do retorno elástico para o ângulo de 60°.



(A) Resultados para a fita de 12mm de largura e (B) resultados para a fita de 25mm de largura.

Fonte: Próprio autor.

Figura 25: Gráficos e tendência do retorno elástico para o ângulo de 90°.



(A) Resultados para a fita de 12mm de largura e (B) resultados para a fita de 25mm de largura.

Fonte: Próprio autor.

5.3 Perfil de Microdureza

A influência do processo de dobramento em matriz em “V” na microdureza da chapa de latão é evidenciada nas tabelas 10, 11 e 12, referentes aos resultados da técnica de perfil de microdureza utilizada para os ângulos 30°, 60° e 90°, respectivamente.

Tabela 10: Resultados de dureza para os corpos de prova dobrados em 30°.

	Raio de Dobramento														
	2mm					6mm					10mm				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
Posição															
Dureza Vickers	198	178	162	158	174	150	146	138	134	145	151	147	151	143	154

Fonte: Próprio autor.

Tabela 11: Resultados de dureza para os corpos de prova dobrados em 60°.

	Raio de Dobramento														
	2mm					6mm					10mm				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
Posição															
Dureza Vickers	178	153	136	146	166	156	152	143	148	151	165	160	155	156	163

Fonte: Próprio autor.

Tabela 12: Resultados de dureza para os corpos de prova dobrados em 90°.

	Raio de Dobramento														
	2mm					6mm					10mm				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
Posição															
Dureza Vickers	185	169	153	161	165	183	179	163	168	170	181	181	171	177	179

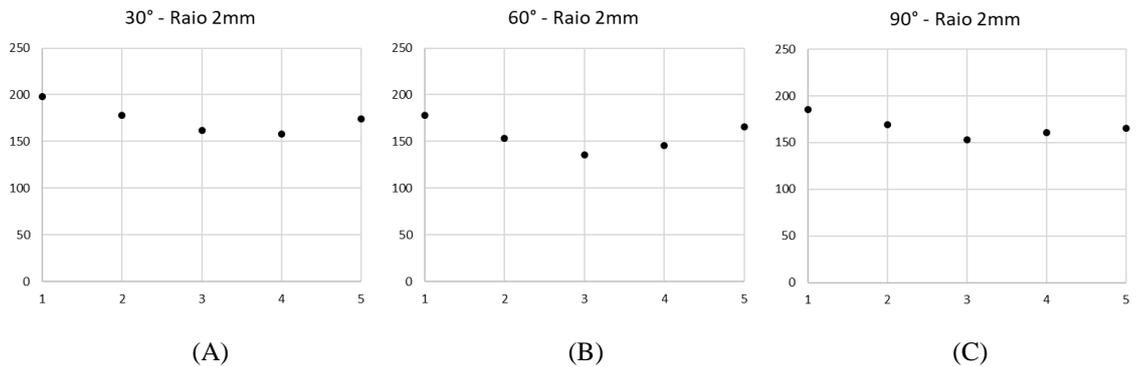
Fonte: Próprio autor.

É possível perceber que, em todos os casos avaliados, há um aumento da microdureza do material no sentido centro para as extremidades. Tal fenômeno pode ser explicado levando em consideração que quanto mais afastado o ponto é da linha neutra, maior é a deformação sofrida no processo de dobramento, o mesmo efeito é percebido no encruamento, que será mais elevado nas extremidades da amostra que no centro. Sales (2013) obteve resultados semelhantes no estudo do retorno elástico em aços inoxidáveis, de forma a observar também a tendência de aumento da dureza no sentido do centro para as extremidades das chapas dobradas.

Avaliando os perfis de microdureza Vickers apresentados nas figuras 26, 27 e 28, é possível perceber que não houve diferença significativa do aumento da dureza entre as

superfícies externas e internas do material. Porém, com o aumento do raio de dobramento, há uma diminuição da diferença da medida da dureza da região central e das extremidades do corpo de prova. Tal fato é explicado pelo aumento da distribuição da deformação na amostra, fazendo com que haja um menor encruamento na superfície do material quando utilizado um maior raio de dobramento.

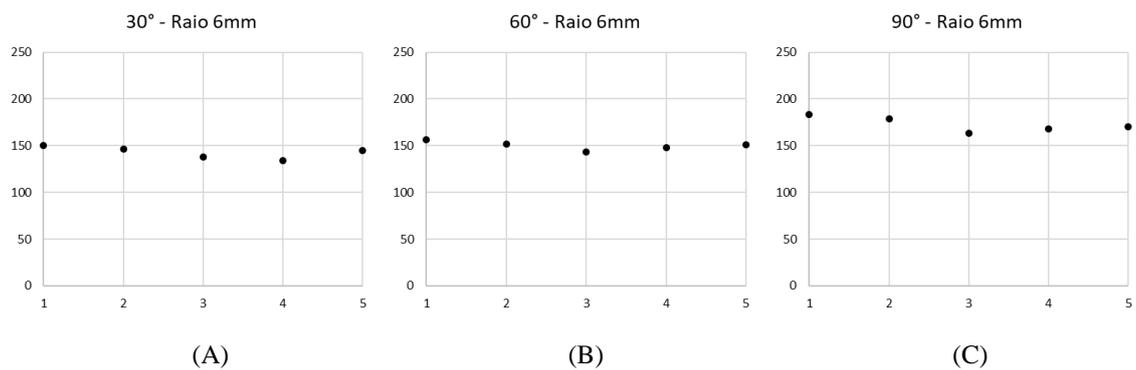
Figura 26: Gráficos da distribuição do perfil de microdureza dos corpos de prova dobrados com raio de 2mm.



(A) Distribuição do perfil de dureza para o ângulo de 30° e raio de 2mm, (B) distribuição do perfil de dureza para o ângulo de 60° e raio de 2mm e (C) distribuição do perfil de dureza para o ângulo de 90° e raio de 2mm.

Fonte: Próprio autor.

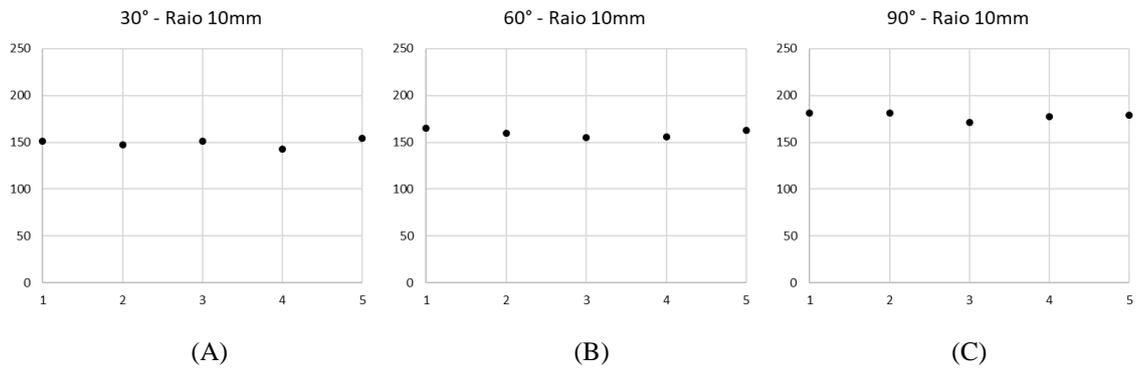
Figura 27: Gráficos da distribuição do perfil de microdureza dos corpos de prova dobrados com raio de 6mm.



(A) Distribuição do perfil de dureza para o ângulo de 30° e raio de 6mm, (B) distribuição do perfil de dureza para o ângulo de 60° e raio de 6mm e (C) distribuição do perfil de dureza para o ângulo de 90° e raio de 6mm.

Fonte: Próprio autor.

Figura 28: Gráficos da distribuição do perfil de microdureza dos corpos de prova dobrados com raio de 10mm.



(A) Distribuição do perfil de dureza para o ângulo de 30° e raio de 10mm, (B) distribuição do perfil de dureza para o ângulo de 60° e raio de 10mm e (C) distribuição do perfil de dureza para o ângulo de 90° e raio de 10mm.

Fonte: Próprio autor.

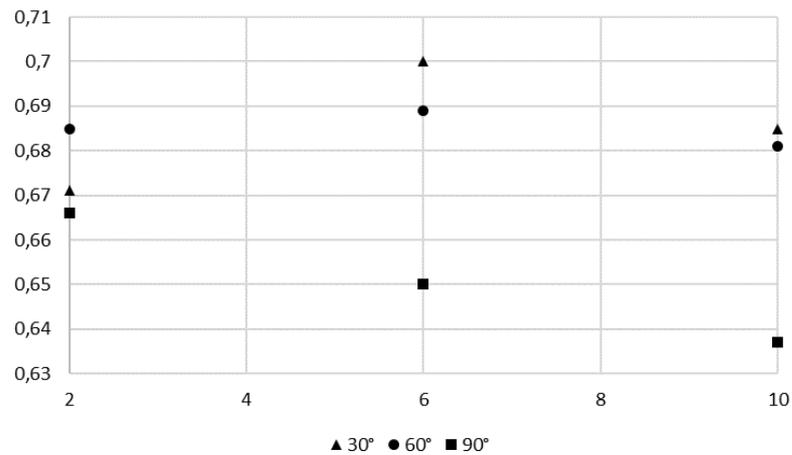
As espessuras dos corpos de prova foram medidas durante o procedimento da técnica em questão e são evidenciadas na tabela 13 e na figura 29 a seguir.

Tabela 13: Espessura dos corpos de prova dobrados

Raio de Dobramento	Ângulo de Dobramento		
	30°	60°	90°
2	0,671	0,685	0,666
6	0,7	0,689	0,65
10	0,685	0,681	0,637

Fonte: Próprio autor.

Figura 29: Espessuras corpos de prova.



Fonte: Próprio autor.

Não foi possível perceber nenhuma tendência ao avaliar os resultados das espessuras dos corpos de prova pós dobramento, entretanto é possível perceber que não há uma variabilidade grande nos resultados, levando a acreditar que as diferenças nos esforços de dobramento empregadas no trabalho não foram suficientes para proporcionar uma variação de espessura perceptível nos corpos de prova.

6 - CONCLUSÕES

- Os materiais adquiridos para o estudo apresentaram condição microestrutural e propriedades muito semelhantes entre si, permitindo que os resultados mostrados pelo presente trabalho sejam relativos apenas à influência das variações dos parâmetros do processo de dobramento.
- Microestruturalmente foi constatada, nas duas fitas, a presença de fase única e com base na constituição química fornecida pelo fabricante foi presumida como sendo a fase α do diagrama de fases Cu-Zn.
- A dureza inicial dos materiais foi medida em escala de microdureza Vickers e apresentou resultado em torno de 137HV.
- O ensaio de dobramento em matriz em V permitiu a análise da influência dos parâmetros do processo e conforme a literatura encontrada, a intensidade do fenômeno do retorno elástico se diretamente proporcional ao ângulo de dobramento definido pela matriz.
- Segundo a literatura, o raio de dobramento influencia diretamente no aumento da intensidade do retorno elástico, tal influência foi constatada para os ângulos de dobramento de 60° e 90°. Entretanto, para o ângulo de 30°, os resultados definiram uma tendência de decréscimo da intensidade do fenômeno. Tais resultados podem ter ocorrido devido alguma falha na etapa de carregamento do dobramento, pois o mesmo é realizado manualmente, dessa forma, o tempo de carregamento e a intensidade do mesmo podem ter sido alterados durante o ensaio.
- A análise do perfil de dureza foi condizente com a tendência apresentada pela literatura já publicada, na qual as chapas dobradas apresentam maior dureza na superfície que no centro da peça, devido a maior deformação sofrida pelas regiões mais externas durante o dobramento.
- Não foi possível perceber nenhuma tendência nos resultados obtidos para a espessura dos corpos de prova na região central do dobramento.

7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDULLAH, A.B.; SAPUAN, S.M.; SAMAD, Z.; AZIZ, N.A. **A Comprehensive Review of Experimental Approaches Used in the Measurement of Springback**. Advances in Natural and Applied Sciences, 2012.

BEHROUZI, A.; DARIANI, B.M.; SHAKERI, M. **Die shape design in channel forming process by compensation springback error**. Majlesi Journal of Mechanical Engineering, 2010.

BRESCIANI, E. **Conformação Plástica dos Metais**. Ed. digital, 6ª edição, 2011.

BRICK, R.M.; PENSE, A.W.; GORDON, R.B. **Structure and properties of engineering materials**. USA, McGraw-Hill, 1977.

BURSIKOVA, V. et al. **Creep Behaviour of leaded brass**. Materials Science and Engineering, 2002.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. John Wiley & Sons, 2002.

CHEN, C.K.; LIN, C.Y. **Failure Analysis of Brass Rotor Brass**. Engineering Failure Analysis, 2001.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica – Materiais de Construção Mecânica - Volume I**. 2. Ed. São Paulo-SP: MacGraw-Hill, 1986.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica – Processos de Fabricação e Tratamento - Volume II**. 2. Ed. São Paulo-SP: MacGraw-Hill, 1986.

CHIKALTHANKAR, S. B.; BELURKAR, G. D.; NANDEDKAR, V. M. **Factors Affecting on Springback in Sheet Metal Bending: A Review**. International Journal of Engineering and Advanced Technology, 2014.

CORRÊA, E. C. S. **Aspectos do Encruamento de Metais Previamente Deformados a Frio**. Belo Horizonte, 2004.

CORREA, E.C.S.; AGUILAR, M.T.P.; CETLIN, P.R. **The effect tension/torcion strain path changes on the hork hardening of Cu-Zn brass.** Materials Processing Tecnology, 2002.

COTTERILL, P.; MOULD, P.R. **Recrystallization and grain growth in metals.** London, Surrey University Press, 1976.

DOHERTY, R.D. **The deformed state and nucleation of recrystallization.** Met. Sci., 1974.

DYBIEC, H.; KORBEL, A. **The composite-like structure formation of lead brass by heterogenizationn of deformation at hig temperature.** Material Science and Engineering, 1997.

EDWARDS, L.; ENDEAN, M. **Manufacturing with materials - Materials in action series.** USA, 1990.

FARSI, M. A.; AREZOO, B. **Bending force and spring-back in v-die-bending of perforated sheet-metal componentes.** Rio de Janeiro, Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, 2010.

FERREIRA, R. **Conformação Plástica – Fundamentos Metalúrgicos e Mecânicos.** Ed. Universitária UFPE, 2ª Edição, 2010.

GRONOSTAJSKY, Z.J. **Correlation between stress-strain ralation and phase transformation in copper alloys,** Materials, Processing Technology, 2001.

HELMAN, H. **Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais.** Ed. Artliber, 2ª Edição, 2010.

HOFMANN, U; EL-MADG, E. **Behaviuor os Cu-Zn alloys in high speed shear tests and in chip formation processes.** Materials Science and Engineering, 2005.

HUANG, Y.; LEU, D. **Effects of process variables on v-die bendingprocess of steel sheet.** J. Mech. Sci., 1998.

HULL, D.; BACON, D.G. **Introduction to dislocations.** Oxford, Pergamon, 1984.

JESHVAGHANI, R.A.; EMAMI, M.; SHAHVERDI, H.R.; HADAVI, S.M.M. **Effects of time and temperature on the creep forming of 7075 aluminum alloy: Springback and mechanical properties.** Mater Science & Eng, 2011.

KEH, A.S.; WEISSMAN, S. **Deformation structure in body centered cubic metals.** Intercience, 1963.

LEE, P.D. et al. **Multiscale modelling of solidification microstructures, including microsegregation and microporosity, in an Al-Si-Cu Alloys.** Material Science and Engineering, 2004.

LEE, S.Y. CHUN, Y.B.; HAN, J.W.; HWANG, S.K., **Effect of termomechanical on grain boundary characteristics, in two-phase brass.** Materials Science and Engineering, 2003.

MAGALHÃES, A.S. **Efeito da temperatura intercrítica na microestrutura e no comportamento de aços bifásicos.** Belo Horizonte, 2015.

MALAVOLTA, A.T.; MORENO, M.E.; EVANGELISTA, S.H.; LIRANI, J.; AL-QURESH, H.A. **Análise do retorno elástico em dobramento de chapas via método dos elementos finitos.** São Carlos, 2005.

MARCONDES, P. **Manufatura de chapas metálicas – dobramento,** Artigo de Revisão, 2006.

MARTINS, A. B. **Avaliação da utilização de Ligas de Cobre-Zinco (Latão) em permutadores de calor que trabalham com água de resfriamento na UN-Recap/Petrobras.** Porto Alegre, 2009.

MATESO, V. **Análise da solidificação para o projeto de molde e a relação com as propriedades mecânicas na fundição da liga de latão 60/40.** Porto Alegre, 2006.

MINDIVAN, H; CIMENOGLU, H.; KAYALI, E.S. **Microstructures and wear properties os brass synchronizer rings.** Wear, 2003.

MORO, N. **Processos de Fabricação.** Ed. Digital, Florianópolis, 2006.

OHNO, A. **Solidificação de metais.** São Paulo, Livr. Ciência e Tecnologia, 1988.

OSMAN, M.A.; SHAZLY, M.; EL-MOKADDEM, A.; WIFI, A.S. **Springback prediction in V-bending: modeling and experimentation.** J. Achieve Mater & Man Eng, 2010.

PADILHA, A.F. **Encruamento, recuperação e recristalização de ligas contendo dispersão de precipitados.** São Paulo, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 1989.

PORTER, D.A.; EASTERLING, K.E. **Phase transformation in metals and alloys**. Londres, 1987.

REED-HILL, R.E. **Princípios de Metalurgia Física**, Ed. Guanabara Dois, 2ª. edição, 1982.

ROWLEY, M.T. **Casting Copper-base Alloys**. American Foundrymens Society, Illinois, 1984.

SALES, V. **Análise do comportamento dos aços inoxidáveis AISI 304 e SAF 2205 em diferentes condições de dobramento**. Belo Horizonte, 2013.

SCHAEFFER, L. **Conformação Mecânica**. Ed. Imprensa Livre, 2ª Edição, 2004.

SCHAEFFER, L. **Fundamentos do projeto de ferramentas para o processo de estampagem**. 2006.

SCHNEYDER, C.L. **Fundição de cobre e de ligas de cobre, Curso Teórico e Prático**, Cebraco, 1ª Edição, São Paulo, 1971.

SEO, D. G.; CHANG, S. H.; LEE, S. M. **Springback characteristics of steel sheets for warm U-draw bending**. Metals Mater., 2003.

SICILIANO, F.Jr.. **Estudo comparativo entre a recristalização do nióbio puro e da liga Nb-1%Zr**. São Paulo, 1993.

SILVA, A. L. V. C. e; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. Ed. 2, Editora Blücher, Sumaré-SP, 1988.

THIPPRAKMAS, S. **Finite element analysis of punch height effect on V-bending angle**, Materials and Design, 2010.

TIRYAKI, A. E.; KAZAN, R.; FIRAT, M. **Source-Prediction of spring back in wipe-bending process of sheet metal using neural network**. Materials and Design, 2009.

YI, H. K.; KIM, D. W.; VAN TYNE, C. J.; MOON, Y. H. **Analytical prediction of springback based on residual differential strain during sheet metal bending**. J. Mech. Sci., 2008.