

**MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

THAISSA SAMPAIO NUNES

**DISTRIBUIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS INTRODUZIDAS POR
DEFORMAÇÃO A FRIO EM COBRE**

**RIO DE JANEIRO
2021**

THAISSA SAMPAIO NUNES

DISTRIBUIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS INTRODUZIDAS POR
DEFORMAÇÃO A FRIO EM COBRE

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em
Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia,
como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre
em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador(es): Luiz Paulo Mendonça Brandão, D.Sc.
Juciane Maria Alves, D.Sc.

Rio de Janeiro

2021

©2021

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmar ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

Nunes, Thaissa Sampaio.

Distribuição de tensões residuais introduzidas por deformação a frio em cobre / Thaissa Sampaio Nunes. – Rio de Janeiro, 2021.

85 f.

Orientador(es): Luiz Paulo Mendonça Brandão e Juciane Maria Alves.

Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Ciência dos Materiais, 2021.

1. Cobre. 2. laminação a frio. 3. tensões residuais. 4. difração de raios X e furo cego. i. Brandão, Luiz Paulo Mendonça (orient.) ii. Alves, Juciane Maria (orient.) iii. Título

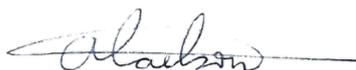
THAISSA SAMPAIO NUNES

**Distribuição de tensões residuais introduzidas por
deformação a frio em cobre**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador(es): Luiz Paulo Mendonça Brandão e Juciane Maria Alves.

Aprovado em Rio de Janeiro, 04 de fevereiro de 2021, pela seguinte banca examinadora:



Prof. **Alaelson Vieira Gomes** - D.Sc. do IME - Presidente



Prof. **Luiz Paulo Mendonça Brandão** - D.Sc. do IME



Pesquisadora **Juciane Maria Alves** - D.Sc. do CBPF



Prof. **Sergio Delijaicov** - D.Sc. da FEI

Rio de Janeiro
2021

Aos meus pais, meu alicerce.

AGRADECIMENTOS

A Deus por se fazer cumprir Sua palavra de Provérbios 2:6, me concedendo sabedoria e me fortalecendo a cada dia.

Aos meus pais Carlos e Kátia pelo suporte emocional, motivação, compreensão e cuidado durante toda minha vida e principalmente no período do curso de mestrado.

À minha irmã Tharcya e ao meu cunhado Anderson pelas felicitações a cada conquista e por todo incentivo. Às minhas afilhadas, Noemia Isabel e Maria Vivian, que sem saber me motivam a ser melhor em todas as áreas da vida.

Aos meus orientadores Juciane Maria Alves e Luiz Paulo Mendonça Brandão pelos ensinamentos, oportunidade de trabalhar junto, apoio durante todo curso e, principalmente, pela paciência em meus momentos de desatenção.

Ao professor Sergio Delijaicov pela execução dos ensaios em meio a pandemia de coronavírus e pela atenção e ajuda fornecidas durante o experimental. E a FEI pela disponibilidade do equipamento de furo cego.

Ao professor Alaelson Gomes pela disponibilidade do forno mufla.

Ao Rodrigo Félix e ao CBPF por possibilitar o uso da guilhotina em meio a pandemia.

À Talita Souza por toda sua didática no treinamento para o uso do equipamento de difração de raios X, assim como suporte para a realização dos ataques químicos e por toda atenção dada durante o curso.

À Juliana Diniz, primeira amizade construída durante o mestrado (neste agradecimento a cito como representante de todos os “et al.” queridos amigos do IME). Gratidão pelo companheirismo e apoio de sempre.

Aos amigos(as) queridos(as), externos ao IME, mas que sempre se fizeram presentes em minha vida me incentivando a conquistar cada vez mais.

Aos colegas de curso que de alguma forma contribuíram para realização deste trabalho.

À CAPES pelo suporte financeiro através de bolsa.

*“Vencedores não são aqueles que nunca
falham, mas os que nunca desistem.
(Edwin Louis Cole)*

RESUMO

O cobre é um metal com excelentes propriedades elétricas e térmicas e com capacidade para desenvolver boas propriedades mecânicas quando trabalhado a frio. Entretanto, processos mecânicos, como a laminação, introduzem tensões internas no material em toda sua espessura. Diante disso, este trabalho consistiu em avaliar as tensões residuais no cobre laminado à temperatura ambiente com reduções de 20, 40 e 60 % por meio das técnicas difração de raios X e de furo cego e caracterizar a dureza através de microdureza Vickers. As análises foram realizadas na superfície e a meia espessura das amostras. Foram realizadas análises quantitativa e qualitativa de micro e macrotensões residuais via DRX. Os resultados dessa técnica indicaram estado de macrotensão compressiva nas regiões avaliadas, que diminuíram em magnitude com o aumento da redução por laminação. A microtensão apresentou valores, em módulo, menores do que a macrotensão e estes aumentaram em magnitude em função do nível de deformação. A análise do perfil de pico após laminação corroborou com a quantificação das tensões residuais compressivas, apresentando deslocamento para direita e alargamento. Por furo cego foi realizada análise incremental até 0,8 mm para quantificação das macrotensões residuais em profundidade. Observou-se introdução de tensão tratativa nas amostras laminadas. A microdureza Vickers não apresentou variação significativa entre as amostras com 40 e 60 % de redução, nas duas regiões analisadas. A microdureza e a tensão residual apresentaram relação inversa, porém com baixa variação a partir de 40 % de redução em laminação. Diante do exposto, observou-se que o processo de laminação à temperatura ambiente introduziu tensão tratativa no cobre, a partir de análises na superfície e meia espessura das amostras.

Palavras-chave: Cobre. laminação a frio. tensões residuais. difração de raios X e furo cego.

ABSTRACT

Copper is a metal with excellent electrical and thermal properties and the ability to develop good mechanical properties when cold worked. However, mechanical processes, such as cold-rolled, introduce internal stresses into the material in all its thickness. Therefore, this work consisted of evaluating how residual stresses in copper laminated with reductions of 20, 40, and 60 % using X-ray diffraction and hole drilling techniques and characterize the hardness through Vickers microhardness. The analyzes were evaluated on the surface and the half-thickness of the configurations. Quantitative and qualitative analyzes of residual micro and macro tension were analyzed via XRD. The results of this technique indicated the state of compressive macro tension in the evaluated regions, which decreased in magnitude with the increase of the reduction by lamination. The micro tension presents values, in modulus, lower than the macro tension and these increased in magnitude as a function of the strain level. An analysis of the peak profile after lamination corroborated with the quantification of compressive residual stresses, displacement to the right, and widening. Through a hole drilling, an incremental analysis up to 0.8 mm was performed to quantify the residual macro tensions in depth. The introduction of tractive tension in the laminates was observed. The Vickers microhardness does not vary between the normal ones with a 40 and 60 % reduction, in the two analyzed regions. The micro-hardness and the residual tension are inverse relationships, but with a low variation from a 40 % reduction in lamination. Because of the above, it was observed that the cold-rolled introduced tensile stress on copper, from analysis on the surface and a half of the thicknesses.

Keywords: Copper. cold rolled. residual stress. X-ray diffraction and hole drilling.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Superposição de um estado de tensões residuais e de um estado de tensões atuantes (SOARES, 2003).	20
Figura 2 – Tensões atuando em um cubo e tensor tensão de segunda ordem (Adaptada de WALKER, 2001).	21
Figura 3 – Desenho esquemático de tensão residual do tipo I, II e III (adaptada de NOLZE, 2002).	22
Figura 4 – Origem das tensões residuais (adaptada de HAUK, 1997).	22
Figura 5 – Tensão residual causada pelo efeito térmico e deformação plástica (adaptada de GRIFFITHS, 2001).	23
Figura 6 – Tensão residual causada pela mudança de fase (adaptada de GRIFFITHS, 2001).	24
Figura 7 – Tensão residual causada por efeito mecânico (adaptada de GRIFFITHS, 2001).	24
Figura 8 – Diagrama esquemático da Lei de Bragg, conforme implementado para difração de raios X (Adaptada de WALKER, 2001).	27
Figura 9 – Deslocamento e alargamento dos picos de difração quando comparados com o padrão (adaptada de SOUSA, 2012).	27
Figura 10 – Transformação do sistema de coordenadas da amostra P em coordenadas ϕ , ψ com vetor de dispersão N especificado, ângulos de rotação e inclinação (ϕ e ψ), bem como o plano de difração (Adaptada de KOSTOV, 2014).	29
Figura 11 – Diferentes tipos de gráficos ($d_{\phi\psi}$) versus $\text{sen}^2 \psi$ (CULLITY, 2001).	31
Figura 12 – Gráfico $\text{sen}^2 \psi$ versus distância interplanar.	32
Figura 13 – Estados de tensão em P (R , α): (a) antes e (b) depois da introdução de um furo (TN, 2010).	33
Figura 14 – Configuração da roseta proposta por RENDLER; VIGNESS (adaptada de TN, 2010).	35
Figura 15 – Representação esquemática da geometria finita do extensômetro (RODRIGUES, 2007).	36
Figura 16 – Deformação percentual versus profundidade normatizada do furo para tensão uniforme com profundidade para roseta de diferentes tipos (Adaptada de TN, 2010).	37
Figura 17 – Roseta MM 062-RE, citada pela Norma ASTM E 837 como Tipo A (Adaptada de RENDLER; VIGNESS, 1966).	38

Figura 18 – Microestruturas: (A) cobre C110 fundido com partículas de Cu_2O no eutético nos contornos de grãos dendríticos e (B) cobre C110 trefilado com partículas de Cu_2O dispersas (BARBOSA, 2014).	40
Figura 19 – Diagrama comparativo entre os incrementos de deformação versus EFE e tensão residual em latão, cobre, bronze, alumínio e aço (Adaptada de SOUSA, 2012).	41
Figura 20 – Mudança relativa no espaçamento interplanar mostrando falta de simetria da deformação:(a) $\psi = 22^\circ$ e (b) $\psi = -22^\circ$ (adaptada de KOZACZEK et al., 1990).	42
Figura 21 – Velocidade da onda ultrassônica versus ângulo de diferentes níveis de deformação em cobre recozido com distintos tamanhos de grão: (a) 5 μm (b) 20 μm (adaptada de KOZACZEK et al., 1990).	42
Figura 22 – Variação de tensão residual das chapas de cobre em função da temperatura (Adaptada LEE; KWON, 2010).	45
Figura 23 – Microestrutura das chapas de cobre em distintas condições térmicas (Adaptada LEE; KWON, 2010).	45
Figura 24 – Pontos de medição das tensões residuais na (a) chapa de aço AISI 304 e cobre (b) chapa de aço AISI 304 e aço carbono A36 (MANSUR et al., 2011).	46
Figura 25 – Tensão residual uniforme equivalente no topo da chapa de cobre (a), da chapa de aço AISI 304 (b) e do cordão de solda (c). Em (d) da raiz do cordão de solda (MANSUR et al., 2011).	46
Figura 26 – Tensão residual uniforme equivalente no topo da chapa de Aço carbono A36 (a), da chapa de aço AISI 304 (b) e do cordão de solda (c). Em (d) da raiz do cordão de solda (MANSUR et al., 2011).	47
Figura 27 – Perfil de tensão residual a partir de distintas regiões da espessura das amostras antes e após recozimento para alívio de tensão (TT), (adaptada de NAZARI; HONARPISHEH; ZHAO, 2019).	47
Figura 28 – Medidas de tensões residuais via método do contorno (A) primeira, (B) segunda e (C) terceira prensagem do CGP (adaptada de NAZARI; HONARPISHEH; ZHAO, 2020).	48
Figura 29 – Gráfico de perturbação dos parâmetros efetivos, A – primeira abordagem e B – segunda abordagem (adaptada de NAZARI; HONARPISHEH; ZHAO, 2020).	49
Figura 30 – Esquema experimental.	51
Figura 31 – Chapas laminadas à temperatura ambiente com redução de 20, 40 e 60%, dimensões aproximadas (250 x 120 mm).	53
Figura 32 – Esquematização corte por eletroerosão a fio.	54
Figura 33 – Região de análise das chapas.	57

Figura 34 – Macrotensão residual por DRX de análises da superfície (A) e a meia espessura (B) das amostras.	66
Figura 35 – Avaliação de possível deslocamento e/ou alargamento do pico de difração das amostras como recebida e laminadas, análise da superfície.	69
Figura 36 – Avaliação de possível deslocamento e/ou alargamento do pico de difração das amostras como recebida e laminadas, análise a meia espessura.	69
Figura 37 – Microtensão residual por DRX de análises na superfície (A) e a meia espessura (B) das amostras.	71
Figura 38 – Resultados comparativos da análise de tensão residual em intervalos de profundidade (Int) por furo cego, A) método de tensão não uniforme e B) método de tensão uniforme.	73
Figura 39 – Macrotensão residual obtida por DRX e furo cego.	75
Figura 40 – Macrotensão residual obtida por DRX e furo cego.	77
Figura 41 – Correlação entre microdureza Vickers e macrotensão residual por DRX, análises (A) superfície e (B) meia espessura das amostras.	78

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Métodos de medição de tensão residual (Adaptada de MACHERAUCH, 1987).	26
Tabela 2 – Classificação das ligas de cobre CDA/ASTM (BARBOSA, 2014).	39
Tabela 3 – Mudanças do parâmetro de rede e os valores de macrotensão residual e valores de microtensões para tiras da liga CuNi ₁₈ Zn ₂₇ $\alpha_0 = 0,36475$ nm (adaptada de STASZEWSKI; RDZAWSKI; WRONA, 2007).	43
Tabela 4 – Mudanças do parâmetro de rede e os valores de macrotensão residual e valores de microtensões para tiras do cobre ($\alpha_0 = 0,36147$ nm) e da liga CuZn ₃₃ $\alpha_0 = 0,36941$ nm) (adaptada de STASZEWSKI; RDZAWSKI; WRONA, 2007).	44
Tabela 5 – Mudanças do parâmetro de rede e os valores de macrotensão residual e valores de microtensões para tiras do cobre ($\alpha_0 = 0,36147$ nm) e da liga CuZn ₃₃ $\alpha_0 = 0,36941$ nm) (adaptada de STASZEWSKI; RDZAWSKI; WRONA, 2007).	44
Tabela 6 – Composição química do cobre eletrolítico em % peso (CopperMetal).	51
Tabela 7 – Propriedades mecânicas do cobre eletrolítico (CopperMetal).	51
Tabela 8 – Nomenclatura das amostras para cada técnica utilizada.	52
Tabela 9 – Passes do processo de laminação à temperatura ambiente.	54
Tabela 10 – Condições instrumentais utilizadas para obtenção das medidas de tensão residual por DRX.	56
Tabela 11 – Modelo para determinação de tensões internas utilizado neste estudo (Fonte: Excel Sensor).	57
Tabela 12 – Resultados da análise de tensão residual por DRX da superfície e a meia espessura das amostras.	60
Tabela 13 – Comparação da posição de pico (311) e da largura a meia altura (FWHM) médios e estimativa de microtensão residual nas análises da superfície das amostras.	61
Tabela 14 – Comparação da posição de pico (311) e da largura a meia altura (FWHM) médios e estimativa de microtensão residual nas análises a meia espessura das amostras.	61
Tabela 15 – Resultados das análises de macrotensão residual (MPa) por furo cego dos CPs e respectivos erros relativos (MPa), método de tensão não uniforme.	63
Tabela 16 – Resultados das análises de macrotensão residual (MPa) por furo cego em profundidade dos CPs e respectivos erros relativos (MPa), método de tensão uniforme.	64

Tabela 17 – Medidas de microdureza Vickers da superfície e a meia espessura, amostras como recebida e laminadas.	65
---	----

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
CFC	American Society for Testing and Materials
CBPF	Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas
CDA	Copper Development Association
CFC	Cúbico de Face Centrada
cm	Centímetro
DRX	Difração de Raios X
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
ETP	Electrolytic tough-pitch
FEI	Centro Universitário da Fundação Educacional Inaciana
HV	Dureza Vickers
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GPa	Gigapascal
IME	Instituto Militar de Engenharia
MPa	Megapascal
mm	Milímetro
mJ/ m^2)	Milijoule por metro quadrado
μm	Micrometro

LISTA DE SÍMBOLOS

Al	Alumínio
Co	Cobalto
Cu	Cobre
Sn	Estanho
Zn	Zinco
Ni	Níquel

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
1.1	OBJETIVO GERAL	19
1.1.1	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	19
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
2.1	TENSÕES RESIDUAIS	20
2.1.1	TIPOS DE TENSÕES RESIDUAIS	21
2.1.2	ORIGEM DAS TENSÕES RESIDUAIS	22
2.1.2.1	LAMINAÇÃO A FRIO	24
2.2	TÉCNICAS DE MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS	25
2.2.1	DIFRAÇÃO DE RAIOS X	26
2.2.1.1	RELAÇÃO MATEMÁTICA PARA O CÁLCULO DE MACROTENSÃO RESIDUAL	28
2.2.1.2	RELAÇÃO MATEMÁTICA PARA ESTIMATIVA DE MICROTENSÕES RESIDUAIS	30
2.2.1.3	METODOLOGIAS DE ANÁLISE DA TÉCNICA DE DIFRAÇÃO	31
2.2.2	FURO CEGO	33
2.2.2.1	EQUAÇÕES PARA CÁLCULO DAS TENSÕES RESIDUAIS PELA TÉCNICA DE FURO CEGO	33
2.2.2.2	ROSETAS EXTENSOMÉTRICAS	38
2.3	COBRE	38
2.3.1	PROPRIEDADES E APLICAÇÕES	39
2.4	AVALIAÇÕES DE TENSÃO RESIDUAL EM COBRE	40
2.5	CONSIDERAÇÕES FINAIS	49
3	MATERIAL E MÉTODOS	51
3.1	MATERIAL	51
3.2	MÉTODOS	51
3.2.1	CORTE POR GUILHOTINA	52
3.2.2	RECOZIMENTO	52
3.2.3	LAMINAÇÃO À TEMPERATURA AMBIENTE	53
3.2.4	PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA	54
3.2.5	DIFRAÇÃO DE RAIOS X	55
3.2.6	FURO CEGO	56
3.2.7	MICRODUREZA VICKERS	58
4	RESULTADOS	60

4.1	MEDIDAS DE MACRO E MICROTENSÃO RESIDUAL POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X	60
4.2	MEDIDAS DE MACROTENSÃO RESIDUAL POR FURO CEGO	62
4.3	CARACTERIZAÇÃO DE DUREZA POR MICRODUREZA VICKERS	64
5	DISCUSSÃO DE RESULTADOS	66
5.1	ANÁLISE DE MACRO E MICROTENSÃO RESIDUAL POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X	66
5.2	ANÁLISE DE MACROTENSÃO RESIDUAL POR FURO CEGO	72
5.3	COMPARAÇÃO ENTRE AS TÉCNICAS DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X E FURO CEGO	74
5.4	CARACTERIZAÇÃO DE DUREZA E CORRELAÇÃO COM TENSÃO RESIDUAL	76
6	CONCLUSÃO	79
7	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	80
	REFERÊNCIAS	81

1 INTRODUÇÃO

O cobre é um metal indispensável para quase todos os segmentos por ter inúmeras aplicabilidades, devido a sua ótima resistência à corrosão combinada a outras propriedades como boa condutividade elétrica e térmica, boas propriedades mecânicas e resistência à bioincrustação (TYLER D. E.; BLACK, 1987). Dentre tantos campos de aplicação pode-se citar o setor de energia, onde atualmente boa parte do cobre produzido no Brasil é empregado para esse fim e a indústria naval, em que suas ligas são bem empregadas nas partes estruturais dos navios (RUI et al., 2018).

Sabe-se que a aplicação industrial de qualquer material metálico necessita de que ele seja submetido a processos mecânicos e metalúrgicos. A deformação plástica decorrente de processos mecânicos introduz tensões internas no material, diante disso, tornam-se necessários estudos sobre as tensões residuais em materiais metálicos, que são amplamente requeridos em componentes estruturais (ALMEN; BLACK, 1963). Um dos principais mecanismos de conformação usado em metais é a laminação a frio que pode levar a uma distribuição de tensões residuais desiguais em toda espessura da peça (ZHENG; SHU; JIANG, 2019).

A medição de tensões residuais pode ser realizada por métodos analíticos e experimentais, no entanto são difíceis de serem calculadas por métodos analíticos (WANG; MAO; LI, 2018). As técnicas experimentais utilizam basicamente de duas formas de análise:

- Destrutivas criam um estado de tensão na peça avaliada e através de equações matemáticas correlacionam tensão e deformação;
- Não-destrutivas comparam um corpo isento de tensões com um tensionado e quantifica a tensão residual por meio de parâmetros físicos e cristalográficos correspondentes a cada técnica.

Quando deseja-se traçar um perfil de tensões residuais ao menos dois métodos complementares devem ser utilizados (HAUK, 1997). As técnicas de medição de tensão residual vêm sendo aprimoradas nos últimos anos, entretanto ainda é motivo de pesquisa a comparabilidade dos métodos existentes para a obtenção de resultados confiáveis.

Diante do exposto, este estudo visou investigar tensões residuais por meio das técnicas de difração de raios X e furo cego em cobre eletrolítico laminado a frio. Isto de maneira a colaborar com estudos sobre tensões residuais, traçando uma relação entre as técnicas empregadas e fornecendo parâmetros utilizados em cada método para o cobre puro. Embora o cobre seja um dos metais mais explorados, não possui muitos trabalhos sobre análise de tensões residuais na literatura.

1.1 Objetivo geral

A presente dissertação teve por principal objetivo investigar as tensões residuais em chapa de cobre eletrolítico, após laminação à temperatura ambiente com distintos percentuais de redução, através das técnicas difração de raios X e furo cego, comparando-as quantitativa e qualitativamente. Tendo em vista que a laminação é o processo de conformação mecânica mais utilizado em ligas e materiais metálicos, torna-se necessário o entendimento da distribuição dessas tensões no material. Além disso, a compreensão dos métodos experimentais, de modo a garantir confiabilidade na quantificação, foi avaliada, pois as técnicas podem fornecer valores diferentes, devido a profundidade que cada uma é capaz de alcançar e a geometria de medição. O material estudado foi selecionado com base em sua microestrutura monofásica, para uma melhor verificação das tensões introduzidas por laminação à temperatura ambiente. As reduções de 20, 40 e 60 % foram selecionadas de modo a permitir traçar o perfil das tensões residuais no material, levando-se em consideração as espessuras das amostras em função da metodologia de cada técnica.

1.1.1 Objetivos específicos

No que diz respeito à condição do material, no estado como recebido e após as reduções por laminação, objetivou-se a:

- Quantificar por difração de raios X as tensões residuais da superfície e a meia espessura e analisar o perfil de pico, em função da presença de micro e macrotensões residuais;
- Realizar a quantificação de tensões residuais das amostras via furo cego, e discutir as especificidades em comparação com a técnica de DRX;
- Caracterizar o material via microdureza Vickers e correlacionar com a tensão residual.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este tópico abordará questões fundamentais para o entendimento de tensões residuais e o funcionamento dos métodos de quantificação dessas usados neste trabalho, bem como as características da chapa de cobre eletrolítico.

2.1 Tensões residuais

Define-se como tensão residual (TR) aquela presente em um material policristalino mesmo que não hajam forças externas e/ou gradientes de temperaturas agindo sobre ele. Sua origem está relacionada com a história metalúrgica e mecânica pelos quais passam os materiais até sua aplicação. As tensões residuais são auto equilibradas, ou seja, são capazes de se redistribuírem no componente de maneira que a força resultante e o momento sejam nulos (WITHERS; BHADSHIA, 2001b). Sua natureza pode ser tratativa ou compressiva, estado dependente do tipo de carga aplicada e da tensão atuante no material. Como ilustrado na Figura 1, as cargas podem se somar ou subtrair, ou seja, quando houver estado compressivo da superfície e for introduzido um carregamento trativo, esses serão subtraídos uns dos outros e, quando forem os mesmos estados de tensão haverá a soma desses. O resultado de tensão no corpo pode levar a uma condição benéfica ou prejudicial para o material, pois tensões trativas propiciam a propagação de trincas deixando o material mais propenso à ruptura por fadiga e corrosão sob tensão, enquanto as compressivas reduzem à suscetibilidade à fratura (HOSFORD, 2005).

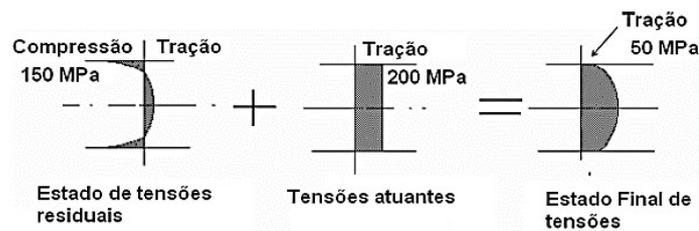


Figura 1 – Superposição de um estado de tensões residuais e de um estado de tensões atuantes (SOARES, 2003).

As tensões surgem como uma resposta elástica a deformações locais de um componente, por exemplo, devido à deformações plásticas não uniformes. Por serem elásticas, o valor máximo que as tensões residuais podem atingir é o do limite de escoamento do material (DIETER, 1981).

Em qualquer ponto específico, o estado de tensão pode ser caracterizado por um tensor de tensão (Figura 2) a partir do qual a magnitude e a direção das três tensões

principais podem ser calculadas (PINTSCHOVIVUS, 1992).

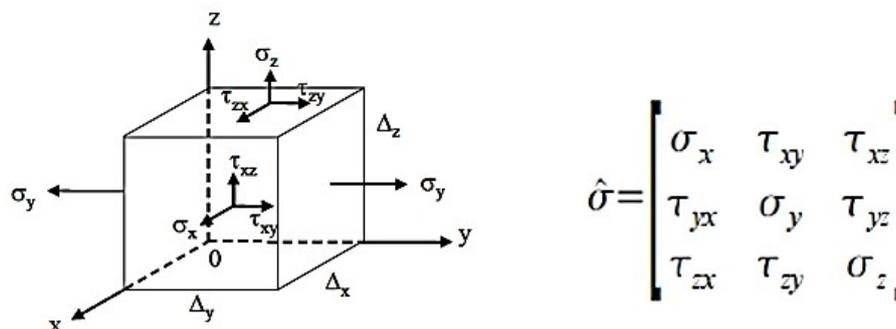


Figura 2 – Tensões atuando em um cubo e tensor tensão de segunda ordem (Adaptada de WALKER, 2001).

No caso das direções das tensões principais não poderem ser inferidas a partir da geometria da amostra, a caracterização completa do estado de tensão requer a determinação de deformações de rede em pelo menos seis direções. As tensões podem ser avaliadas a partir das deformações através de um cálculo tensorial usando constantes elásticas tabeladas. Constantes elásticas apropriadas, que descrevem a resposta elástica do material para dimensões macroscópicas ou grãos, permitem a determinação de macro e microestensões (PINTSCHOVIVUS, 1992).

2.1.1 Tipos de tensões residuais

Quanto à classificação, as denominações dos tipos de tensões residuais variam de literatura para literatura. Existem três tipos principais, são estes:

- Macrotensões (Tipo I): atuam na extensão do material atingindo, no mínimo, vários grãos e são quase homogêneas. Toda interferência num corpo com tensões residuais do tipo I irá alterar suas dimensões (MACHERAUCH, 1987);
- Microtensões (Tipo II): estas atuam na ordem de um tamanho de grão ou parte dele e são quase homogêneas. Alterações macroscópicas só são observadas num material com esse tipo de tensão quando ocorre algum fenômeno distinto que interfira no equilíbrio do corpo (MACHERAUCH, 1987);
- Submicrotensões (Tipo III): atuam em áreas interatômicas e não são homogêneas. Nenhuma alteração macroscópica de dimensões do material é observada no corpo tensionado (MACHERAUCH, 1987).

Geralmente, a superposição de tensões tipo I, II e III, determina a tensão residual atuando em uma região do material, como apresentado na Figura 3.

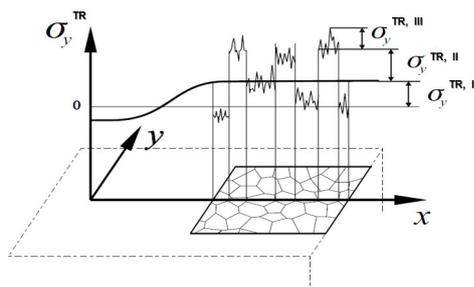


Figura 3 – Desenho esquemático de tensão residual do tipo I, II e III (adaptada de NOLZE, 2002).

As tensões residuais são de grande interesse da Engenharia e Ciência dos Materiais, pela influência nas propriedades dos materiais, podendo comprometer a estrutura em níveis macro e microscópicos. Sua análise e entendimento possibilita prever e prevenir danos aumentando a vida útil do cobre e dos demais metais de ampla utilização na indústria.

2.1.2 Origem das tensões residuais

As tensões residuais surgem de várias fontes e podem estar no metal processado, ser introduzida durante o processo de fabricação que cause deformação plástica, transformação de fase ou variação de temperatura. Um resumo com os principais meios geradores de tensões internas é apresentado na Figura 4.

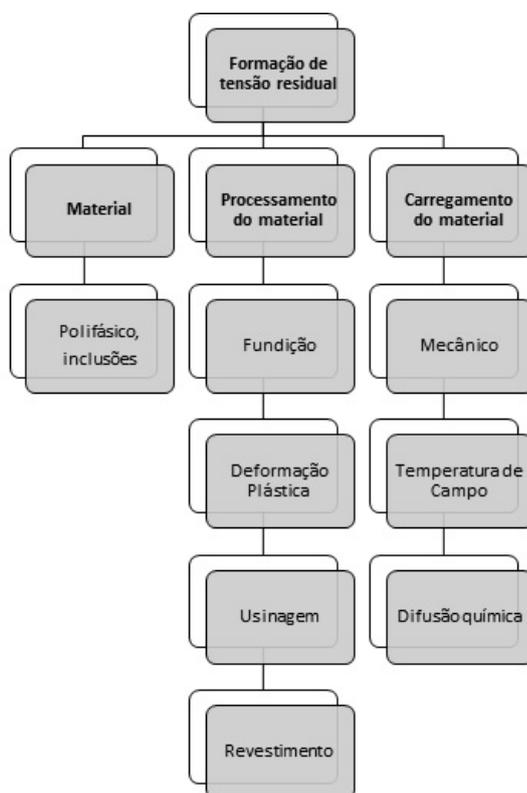


Figura 4 – Origem das tensões residuais (adaptada de HAUKE, 1997).

O estado de tensão é um parâmetro característico da condição do material, junto com a microestrutura e textura (HAUK, 1997). Variações na orientação dos grãos ou composição química do material causam respostas diferentes a gradientes de temperatura e ao trabalho mecânico não homogêneo (HOSFORD, 2005).

Griffiths (2001) cita três modelos de mecanismos geradores de tensões residuais baseados no que ocorre quando o material passa por processos mecânicos e/ou térmicos, que são: deformação plástica e efeito térmico, transformação de fase gerada pelo efeito térmico e deformação plástica desenvolvida por efeito mecânico.

Quando ocorre deformação plástica e efeito térmico no material o processo de introdução de calor ocasiona expansão da camada superficial e essa é aliviada ao mesmo tempo pelo compressivo fluxo plástico da superfície. E então, conforme o calor é cessado a camada externa vai se contraindo (GRIFFITHS, 2001), resultando em tensão residual de tração como é mostrado na Figura 5.

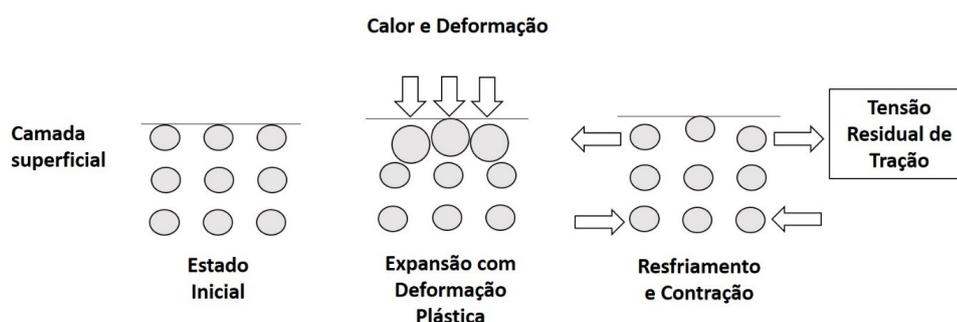


Figura 5 – Tensão residual causada pelo efeito térmico e deformação plástica (adaptada de GRIFFITHS, 2001).

Na transformação de fase térmica ocorre uma variação de volume que pode ser de diminuição, como apresentado na Figura 6. Neste caso, a superfície é induzida a contrair-se, mas o centro resiste a essa compressão, produzindo tensão residual de tração da superfície (GRIFFITHS, 2001). Caso ocorra aumento no volume a tensão residual será de compressão da superfície. Este modelo também é válido para transformação de fase induzida por deformação plástica. No entanto, é difícil fazer a distinção do processo mecânico de indução da transformação martensítica e da própria transformação de fase na introdução das tensões em aços passíveis de efeito TRIP, como o aço inoxidável 304L (TARAN et al., 2007; ALVES; BRANDAO; PAULA, 2019).

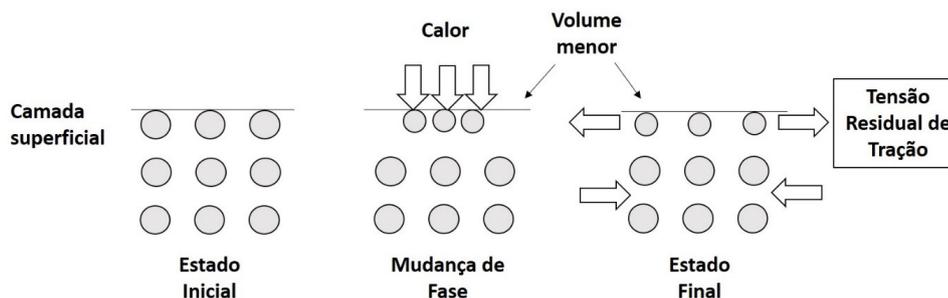


Figura 6 – Tensão residual causada pela mudança de fase (adaptada de GRIFFITHS, 2001).

Na deformação plástica desenvolvida apenas por efeito mecânico, em geral, a superfície é comprimida pelo processo de conformação, não havendo efeito de aquecimento, a tensão residual vigente da superfície será compressiva (GRIFFITHS, 2001), conforme ilustrado na Figura 7. Afirmar o estado de tensão residual final é complexo, visto que cada material tem uma resposta diferente aos diversos processos de deformação plástica.

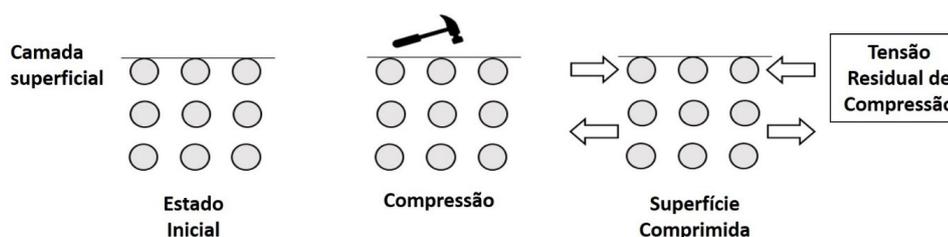


Figura 7 – Tensão residual causada por efeito mecânico (adaptada de GRIFFITHS, 2001).

2.1.2.1 Laminação a frio

A laminação a frio é um dos mais populares processos de conformação, gera tensões residuais, altera as principais características estruturais do material, aumenta o limite de escoamento e a resistência à tração (PHAM; RASMUSSEN et al., 2019). Processos de conformação mecânica como a laminação a frio provocam escoamento plástico superficial. A redução a frio promove um alongamento da chapa devido à esforços compressivos aos quais o material é submetido. As regiões externas e internas tendem a se rearranjar para acomodar as deformações (DIETER, 1981).

A deformação plástica é uma das principais causas da introdução de tensões residuais decorrente da laminação a frio (WANG; PENG; MCGREEVY, 1999). No entanto esse processo pode induzir outros fenômenos como, textura, refinamento de grãos e em alguns materiais transformação de fases. A interação desses fenômenos pode gerar tensões residuais de altas magnitudes, tanto compressivas quanto trativas, isto depende do comportamento mecânico e microestrutural de cada material. Por isso se torna relevante estudos que

discorram sobre a influência do processo de laminação na distribuição de tensões para diversos tipos de materiais. Mehner et al. (2018) estudaram a distribuição de tensões causadas por laminação a frio em aço DC04. As chapas apresentavam a mesma espessura (2,0 mm) e o mesmo comprimento (100 mm), porém distintas larguras (40 mm e 14 mm). Foram utilizadas a técnica de DRX e a simulação por elementos finitos para a análise das tensões residuais. Os autores citam que as amostras como recebidas apresentaram tensões residuais diferentes, mas após a mesma redução em laminação a frio de 35 % as tensões residuais analisadas para as duas condições de largura foram equivalentes em magnitude. Desta forma, os autores sugeriram que fatores como largura e comprimento inicial da amostra não tinham tanta influência sobre o resultado de tensão residual por laminação a frio. Já Nakayama, Takaai e Kimura (1993) ao estudarem via DRX a introdução de tensão residual por laminação a frio em ligas de alumínio 5083 com espessuras diferentes, porém mesmo comprimento e largura, perceberam que a espessura, sim, influencia fortemente no estado e magnitude das tensões. Os autores observaram que à medida que a espessura aumentou, maior foi a força de fricção entre cilindro e chapa na superfície das amostras com 5, 10 e 15 mm de espessura. Segundo Nakayama, essa maior força de atrito na superfície, torna a região menos propensa à deformação plástica. Desta maneira, o estado de tensão residual observado para as amostras de maiores espessuras (10 e 15 mm) foi tratativo, enquanto para a amostra de menor espessura (5 mm) foi compressivo. Diante disso, é notório que a ocorrência de deformação plástica decorrente da laminação pode levar a formação de tensões residuais ao longo da espessura do material. No entanto, o estado, a natureza e a magnitude das tensões dependem de fatores micro e macroestruturais e das relações geométricas de cada material.

2.2 Técnicas de medição de tensões residuais

A tensão residual é um dado extrínseco do material e necessita ser correlacionada com propriedades intrínsecas como a deformação. As técnicas de medição de tensão residual são classificadas como destrutivas, semidestrutivas e não destrutivas, de acordo com o nível de comprometimento da peça em análise, essas estão apresentadas na Figura 1. De acordo com o princípio de cada método, as técnicas podem ser definidas da seguinte maneira (MACHERAUCH, 1987):

- Redistribuição de tensões geradas através da remoção mecânica ou química de material é a base de todos os métodos destrutivos e semidestrutivos;
- Efeitos em propriedades cristalográficas é a base da difração de raios X e difração de nêutrons;
- Efeitos em propriedades físicas é a base de métodos ultrassônicos e magnéticos.

Tabela 1 – Métodos de medição de tensão residual (Adaptada de MACHERAUCH, 1987).

Método	Parâmetro medido	Tipo de tensão medida	Característica
Mecânico	Deformação macroscópica da superfície	Tipo I	Destrutiva e semidestrutiva
Difração de raios X	Mudança na distância interplanar nos materiais policristalinos	Tipo I, Tipo II ou Tipo III	Não destrutiva
Difração de nêutrons	Mudança na distância interplanar nos materiais policristalinos	Tipo I e Tipo II	Não destrutiva
Ultrassom	Variação na velocidade de propagação de ondas ultrassônicas	Tipo I + Tipo II + Tipo III	Não destrutiva
Magnética	Amplitude do ruído de Barkhausen ou permeabilidade magnética	Tipo I + Tipo II + Tipo III	Não destrutiva

A técnica a ser utilizada deve ser escolhida com base numa série de parâmetros relacionados às características do material. É importante ter métodos confiáveis para a medição de tensões residuais e entender o nível de informação que esses podem fornecer (WITHERS; BHADESHIA, 2001b).

2.2.1 Difração de raios X

A técnica de difração de raios X (DRX) mede um estado tensão residual biaxial próximo à superfície na ordem de dezenas de microns. A penetração do feixe de raios X no material está relacionada a uma série de fatores, incluindo a densidade do material e a energia do feixe em função do comprimento de onda. Configura, conforme a prática, que materiais policristalinos isentos de tensão residual apresentam distâncias interplanares (d) constantes, no entanto a presença de tensão residual gera variações nestes espaçamentos interplanares. O feixe de raios X se difrata em forma de cone, quando o contador intercepta esse cone são gerados os picos de difração. Logo, toda vez que houver um estado de tensão que altere o espaço entre planos o ângulo do cone de difração irá modificar-se, Figura 8 (WALKER, 2001).

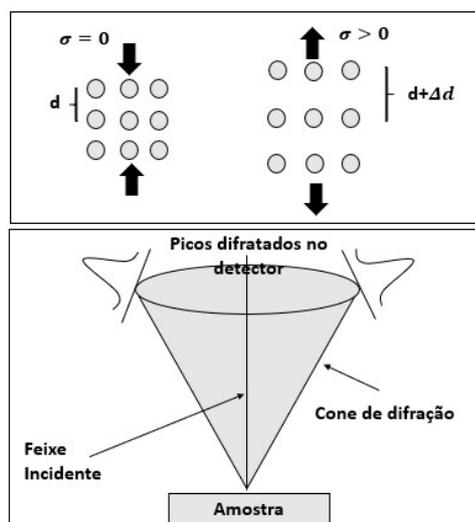


Figura 8 – Diagrama esquemático da Lei de Bragg, conforme implementado para difração de raios X (Adaptada de WALKER, 2001).

A análise dos picos de difração de um mesmo material com e sem tensão residual, permite observar a alteração nos espaçamentos entre planos da estrutura cristalina (d) e inferir a natureza das tensões atuantes (Figura 9). Então, supondo que a distância interplanar está perpendicular à força aplicada, no caso de macrotensão, onde ocorre deslocamento do pico, temos que: a tensão de compressão tende a diminuir as distâncias interplanares, logo aumenta o ângulo deslocando o pico para direita; já a tensão de tração tende a aumentar as distâncias interplanares, desta maneira diminui o ângulo deslocando o pico para a esquerda, isso se tratando de macrotensão. A microtensão tende a causar o alargamento do pico devido esforços distensivos e compressivos ocorrerem ao mesmo tempo. Deve-se considerar que o deslocamento e alargamento do pico podem ocorrer simultaneamente em função da natureza das tensões presentes no material. A relação distância interplanar versus ângulo theta pode ser melhor observada através das equações apresentadas na Figura 9.

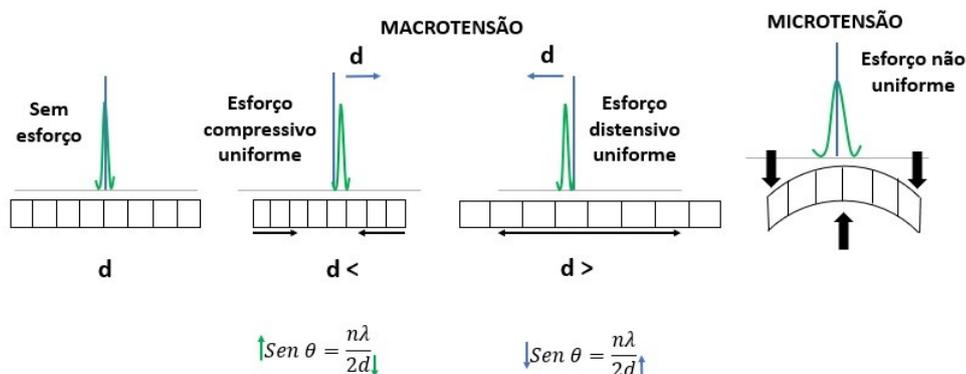


Figura 9 – Deslocamento e alargamento dos picos de difração quando comparados com o padrão (adaptada de SOUSA, 2012).

2.2.1.1 Relação matemática para o cálculo de macrotensão residual

Hoje, uma técnica bem difundida, a difração de raios X tem suas condições descritas pela Lei de Bragg (Eq. 2.1):

$$\eta\lambda = 2d \sin \theta \quad (2.1)$$

Onde:

n = número inteiro conhecido por ordem de difração;

η = comprimento de onda do feixe incidente de raios X;

d = distância interplanar;

θ = ângulo de difração do plano.

Por definição, segundo Cullity (2001), a deformação normal (ε) é dada através da relação da variação do deslocamento (d_n) pelo deslocamento inicial (d_0). Deste modo, pode-se expressar a deformação como a variação na distância interplanar pela Eq. 2.2:

$$\varepsilon = \frac{d_n - d_0}{d_0} \quad (2.2)$$

Onde, d_n é a distância interplanar do corpo tensionado.

O cálculo das tensões residuais é realizado a partir das equações da relação elástica de tensão e deformação (PREVÉY, 1986). A tensão elástica em uma dada direção está relacionada linearmente com a deformação elástica na mesma direção pelo módulo de elasticidade do material (DIETER, 1981), modelo descrito pela Lei de Hooke representado na Eq.2.3.

$$\sigma_x = E\varepsilon_x \quad (2.3)$$

Em que, (E) é o módulo de elasticidade em tração ou compressão.

A deformação transversal é parte constante da deformação na direção longitudinal de aplicação de carga denominada de coeficiente de Poisson (ν), relação expressa pela Eq. 2.4 (CALLISTER, 2016).

$$\nu = -\frac{\varepsilon_{yy}}{\varepsilon_{xx}} = -\frac{\varepsilon_{zz}}{\varepsilon_{xx}} \quad (2.4)$$

Sucintamente, a relação elástica num material isotrópico pode ser descrita pela Eq. 2.5, onde as constantes elásticas E e ν estabelecem uma associação entre os tensores de tensão e deformação.

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1 + \nu}{E}\sigma_{ij} - \frac{\nu}{E}\sigma_{kk}\delta_{ij} \quad (2.5)$$

Para o caso de tensão plana com $\sigma_3 = 0$, ainda existirá deformação $\varepsilon_3 \neq 0$ (FITZPATRICK et al., 2005), deste modo, pode-se reescrever a Eq. (2.5) da seguinte maneira:

$$\varepsilon_3 = -\frac{\nu}{E}(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (2.6)$$

Substituindo o valor de ε_3 dado pela Eq. (2.6), tem-se que a deformação em sua forma deduzida é associada às tensões principais através da razão das constantes elásticas (FITZPATRICK et al., 2005):

$$\varepsilon = \frac{d_n - d_0}{d_0} - \frac{\nu}{E}(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (2.7)$$

Trabalhando a Eq. (2.7) para a condição de tensão uniaxial, obtém-se que a tensão é relativa à deformação por meio da razão das constantes elásticas do material:

$$\sigma_1 = -\frac{\nu}{E}\left(\frac{d_n - d_0}{d_0}\right) \quad (2.8)$$

Em geral, são medidas as tensões superficiais σ_ϕ agindo em uma determinada direção (FITZPATRICK et al., 2005). É possível obter essa coordenada alternando a inclinação da amostra, o que permite calcular as tensões ao longo dessa direção, como representado na Figura 10.

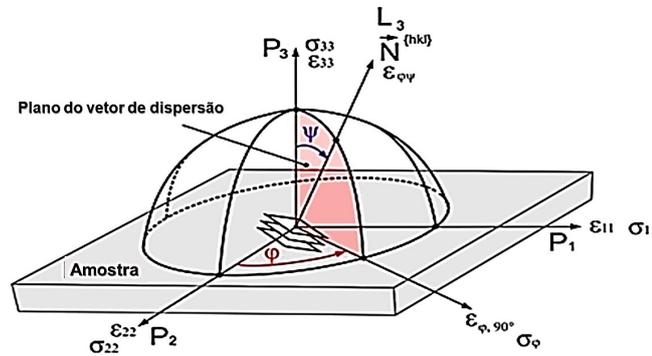


Figura 10 – Transformação do sistema de coordenadas da amostra P em coordenadas ϕ , ψ com vetor de dispersão N especificado, ângulos de rotação e inclinação (ϕ e ψ), bem como o plano de difração (Adaptada de KOSTOV, 2014).

A diferença entre as duas deformações (ε_ϕ e ε_ψ) se relaciona com a tensão biaxial da superfície da amostra da seguinte forma (FITZPATRICK et al., 2005):

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1 + \nu}{E}(\sigma_{11} \cos^2 \phi + \sigma_{22} \sin^2 \phi) \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (2.9)$$

Reorganizando a Eq. (2.9) em função de σ_ϕ e substituindo as deformações pelas distâncias interplanares determinadas para as direções da tensão a ser medida e normal à superfície ($\phi\psi$), temos que:

$$\sigma_{\phi} = \frac{E}{(1 + \nu) \sin^2 \psi} \left(\frac{d_i - d_0}{d_0} \right) \quad (2.10)$$

Onde:

σ_{ϕ} = Tensão na direção ϕ ;

ϕ = Ângulo rotação da amostra;

d_i = Distância entre os planos difratores inclinados;

ψ = Ângulo de inclinação da amostra - formado entre a normal à superfície do material e a normal aos planos cristalinos (hkl);

ν = Coeficiente de Poisson específico do material;

d_0 = Distância interplanar livre de tensão;

E = Módulo de elasticidade específico do material.

2.2.1.2 Relação matemática para estimativa de microtensões residuais

Na maioria dos materiais monofásicos a microtensão está associada à textura. A textura produzida pelo trabalho a frio é normalmente associada a tensões consideráveis na interação com os grãos. Segundo Pintschovius (1992), para detectar ou mesmo para caracterizar as tensões de interação dos grãos, é necessário fazer medições usando muitas linhas de reflexão diferentes.

A microtensão é observada devido ao alargamento do pico, diante disso, é possível estimar este tipo de tensão residual por meio da Eq. (2.11) a seguir, que satisfaz a relação empírica de Williamson-Hall.

$$B \cos \theta = \frac{\lambda}{t} + \frac{2\sigma_{av} \sin \theta}{E_{hkl}} \quad (2.11)$$

Onde:

σ_{av} = a tensão média;

t = estimativa do tamanho aparente de partícula;

E = módulo de elasticidade do material;

B = a largura do pico a meia altura;

λ = o comprimento de onda da radiação.

Essa equação permite analisar separadamente a influência do tamanho de grão e da tensão residual no alargamento do pico, possibilitando realizar a estimativa de microtensão residual com medidas mais confiáveis.

Curvas típicas ($d_{\phi\psi}$) versus $\sin^2 \psi$ são obtidas após a medida de tensão residual por difração de raios X (Figura 2.11). Aquelas (a) e (b) são características de materiais com deformação homogênea e sem tensão de cisalhamento e de deformações não-homogêneas com tensão de cisalhamento, respectivamente. Materiais com orientação preferencial

apresentam a relação deformação em ($d_{\phi\psi}$) versus $\text{sen}^2 \psi$ semelhante àquela apresentada na Figura 2.11 (c) (CULLITY, 2001; ALVES, 2014).

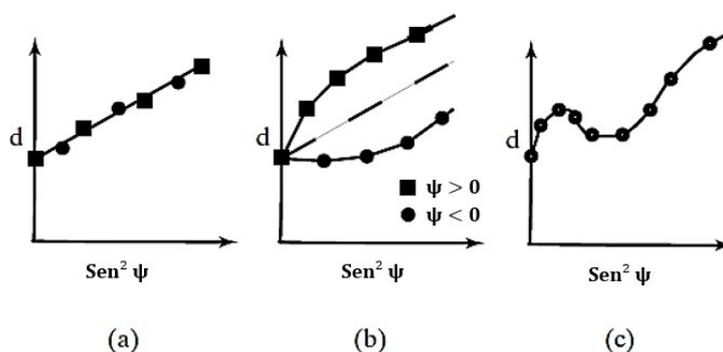


Figura 11 – Diferentes tipos de gráficos ($d_{\phi\psi}$) versus $\text{sen}^2 \psi$ (CULLITY, 2001).

2.2.1.3 Metodologias de análise da técnica de difração

São três as principais metodologias para avaliação de tensão residual em materiais policristalinos por difração de raios X, todas medem a tensão plana superficial (GUIMARAES, 1990).

A. Simples exposição

Metodologia baseada no conceito da formação de cone de reflexão. Quando a amostra está livre de tensões, um eixo perpendicular ao cone intercepta em um círculo. Se a amostra estiver com tensões, a interseção será uma elipse e o desvio do círculo será proporcional à magnitude da tensão que opera na amostra (PREVEY et al., 1986; GUIMARAES, 1990).

B. Dupla exposição

Esta metodologia mede o espaço interplanar em duas orientações da amostra em relação ao feixe incidente, geralmente as orientações são 0° e 45° . A metodologia da dupla exposição é a mais utilizada para medidas rápidas da tensão paralela à superfície (PREVEY et al., 1986; GUIMARAES, 1990). A relação elástica para essa metodologia está descrita na Equação 2.12.

Para o caso onde é utilizado ambos os ângulos (0° e 45°), utiliza-se a Eq. 2.12 (GUIMARAES, 1990):

$$\sigma_\phi = \frac{E}{1 + \nu} \left(\frac{d_{\psi_2} - d_{\psi_1}}{d_{\psi_1}} \frac{1}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1} \right) \quad (2.12)$$

C. Múltipla exposição

Como visto anteriormente, a medida de tensões residuais por difração de raios X, para macrotensões, analisa os deslocamentos dos picos difratados ao longo de uma direção

macroscópica da amostra. Existem duas geometrias que podem ser utilizadas pelo método da múltipla exposição, a geometria PSI e a OMEGA. Essas se baseiam no mesmo princípio de múltipla exposição, referenciando um conjunto de distâncias interplanares e variando a inclinação da amostra mantendo a normal inicial (FITZPATRICK et al., 2005). Elas se diferenciam pela necessidade do goniômetro Euleriano na geometria PSI. Em ambos os casos, a deformação relativa ε é fornecida pela Eq. 2.13:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \left[\left(\frac{1 + \nu}{E} \right) \right] - \left[\left(\frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \right) \right] \quad (2.13)$$

Derivando ε em função de $\sin^2\psi$ e substituindo a Lei de Bragg, tem-se:

$$\sigma_{phi} = \frac{1}{d_0} \frac{E}{1 + \nu} \frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial (\sin^2 \psi)} \quad (2.14)$$

C.1.) Método $\sin^2\psi$

O método de $\sin^2\psi$ consiste em realizar múltiplas inclinações, de maneira a medir a maior variação possível de distância interplanar. A partir das medidas, plota-se um gráfico (Figura 12) de $\sin^2\psi$ versus distância interplanar, onde o ajuste da curva é feito pelo método dos mínimos quadrados (PREVEY et al., 1986).

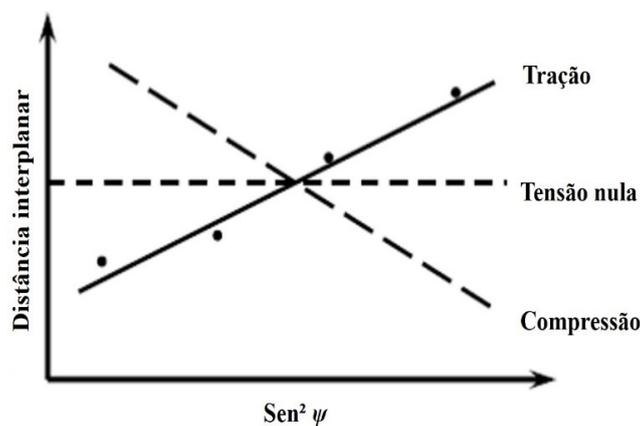


Figura 12 – Gráfico $\sin^2\psi$ versus distância interplanar.

A Eq. 2.13 mostra uma relação linear entre $\varepsilon_{\phi\psi}$ e o $\sin^2\psi$, logo plotando esses valores, deve-se encontrar uma reta cujo coeficiente linear (m) será:

$$m = \sigma_{\phi} \frac{1 + \nu}{E} \quad (2.15)$$

Sendo assim, a tensão σ_{ϕ} será obtida através da Eq. (2.16):

$$\sigma_\phi = m \frac{1 + \nu}{E} \quad (2.16)$$

2.2.2 Furo cego

O método de furo cego para quantificação de tensões residuais é um dos mais populares por ter metodologia estabelecida e precisa. O método permite análise em laboratório ou em campo, com poucas restrições ao tamanho e forma do corpo de prova.

A técnica consiste na usinagem de um pequeno furo na peça de cerca de 1,8 mm de diâmetro e até 2,0 mm de profundidade, ou seja, mede superfície e subsuperfície. Com o furo, as tensões são aliviadas e por meio do uso de extensômetros as deformações correspondentes são medidas. A partir desses dados é possível calcular as tensões residuais biaxiais utilizando-se equações matemáticas.

2.2.2.1 Equações para cálculo das tensões residuais pela técnica de furo cego

Não existem soluções exatas para a distribuição de tensões na vizinhança do furo cego, por isso as equações devem ser modeladas pela relação das tensões aliviadas para um furo passante e depois para um furo cego (SOARES, 2003). Na Figura 13 é apresentado um esquema utilizado para a dedução das fórmulas, onde em (13a) se tem a área de uma placa passível à tensão residual, σ_x . O estado de tensão inicial em qualquer ponto P (R, α) pode ser expresso em coordenadas polares. A Figura (13b) apresenta a mesma área da placa depois da perfuração, as tensões no entorno do furo passam a ser diferentes, já que σ_r e $\tau_{r\theta}$ em qualquer ponto da superfície do furo tende a ser zero (TN, 2010).

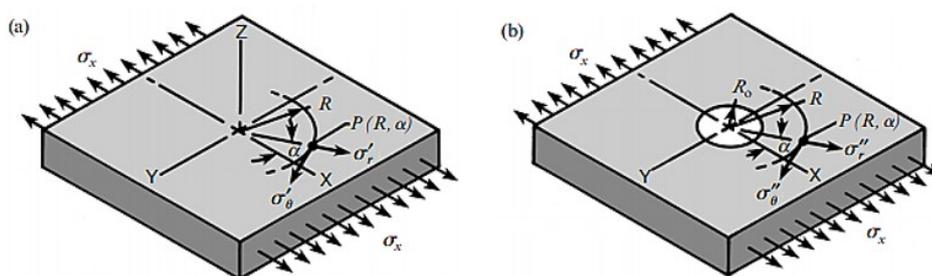


Figura 13 – Estados de tensão em P (R, α): (a) antes e (b) depois da introdução de um furo (TN, 2010).

As equações que determinam o estado de concentração de tensões de um furo passante, numa placa fina com carregamento conhecido são Eqs.2.17,2.18 e 2.19:

$$\sigma''_r = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \left(1 - \frac{R^2}{R_0^2} \right) + \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(1 - 4 \frac{R^2}{R_0^2} + 3 \frac{R^4}{R_0^4} \right) \cos 2\theta \quad (2.17)$$

$$\sigma''_{\theta} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \left(1 - \frac{R^2}{R_0^2}\right) - \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(1 + 3\frac{R^4}{R_0^4}\right) \cos 2\theta \quad (2.18)$$

$$\tau''_{r\theta} = -\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(2\frac{R^2}{R_0^2} - 3\frac{R^4}{R_0^4}\right) \sin 2\theta \quad (2.19)$$

Onde:

$\sigma_1 + \sigma_2$ = tensões principais;

σ'' = tensões concentradas;

R e θ = planos ortogonais;

R = raio arbitrário desde o centro do furo;

R_0 = raio do furo.

As tensões principais (σ_r , σ_{θ} e $\tau_{r\theta}$) em planos ortogonais para o estado biaxial de tensões são dadas pelas Eqs. 2.20, 2.21 e 2.22:

$$\sigma_r = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} + \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \cos 2\theta \quad (2.20)$$

$$\sigma_{\theta} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} - \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \cos 2\theta \quad (2.21)$$

$$\tau_{r\theta} = -\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \sin 2\theta \quad (2.22)$$

Diferenciando as tensões finais e iniciais, tem-se a relaxação das tensões no ponto P(R, α), Eqs. 2.23, 2.24 e 2.25:

$$\sigma'_r = -\frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \left(\frac{R^2}{R_0^2}\right) + \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(-4\frac{R^2}{R_0^2} + 3\frac{R^4}{R_0^4}\right) \cos 2\theta \quad (2.23)$$

$$\sigma'_{\theta} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \left(\frac{R^2}{R_0^2}\right) - \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(3\frac{R^4}{R_0^4}\right) \cos 2\theta \quad (2.24)$$

$$\tau'_{r\theta} = -\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(2\frac{R^2}{R_0^2} - 3\frac{R^4}{R_0^4}\right) \sin 2\theta \quad (2.25)$$

Para o furo cego as deformações liberadas (ε'_r), assumindo-se que o material é homogêneo e isotrópico e apresentam relação linear entre tensão e deformação, são descritas através da Eq. 2.26:

$$\varepsilon'_r = \frac{1}{E(\sigma'_r - \nu\sigma'_{\theta})} \quad (2.26)$$

Como a deformação radial é aquela medida pela roseta, apenas esta equação se torna relevante para o cálculo das tensões residuais. Rearranjando a Equação 26 para o caso de tensões uniaxiais e biaxiais, tem-se as Eqs. 2.27 e 2.28:

$$\varepsilon_r = \sigma_{11}(A + B) \cos 2\theta \quad (2.27)$$

$$\varepsilon_r = A(\sigma_{11} + \sigma_{22}) + B(\sigma_{11} - \sigma_{22}) \cos 2\theta \quad (2.28)$$

Os coeficientes A e B são dados pelas Eqs. 2.29 e 2.30:

$$A = -\frac{1 + \nu}{2E} \left(\frac{R_0}{R} \right)^2 \quad (2.29)$$

$$B = -\frac{1 + \nu}{2E} \left[\frac{4}{1 + \nu} \left(\frac{R_0}{R} \right)^2 - 3 \frac{R_0^4}{R} \right] \quad (2.30)$$

Onde:

R_0 = raio do furo;

R = raio genérico;

E = módulo de elasticidade do material;

ν = coeficiente de Poisson do material.

A configuração das rosetas, proposta por Rendler e Vigness (1966) (Figura 14) mostra extensômetros localizados de forma radial com seus centros no raio R, que é o centro do furo. Esses determinam as deformações nas direções 1, 2 e 3 através das Eq. 2.31 até 2.33.

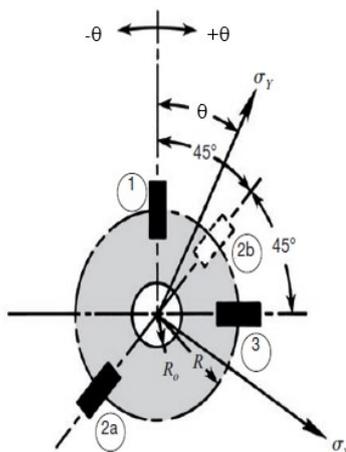


Figura 14 – Configuração da roseta proposta por RENDLER; VIGNESS (adaptada de TN, 2010).

$$\varepsilon_1 = A(\sigma_{11} + \sigma_{22}) + B(\sigma_{11} - \sigma_{22}) \cos 2\theta \quad (2.31)$$

$$\varepsilon_2 = A(\sigma_{11} + \sigma_{22}) + B(\sigma_{11} - \sigma_{22}) \cos 2\theta(\theta + 45^\circ) \quad (2.32)$$

$$\varepsilon_3 = A(\sigma_{11} + \sigma_{22}) + B(\sigma_{11} - \sigma_{22}) \cos 2\theta(\theta + 90^\circ) \quad (2.33)$$

Resolvendo-se as equações acima, obtém-se σ_{11} e σ_{22} são as tensões máxima e mínima presentes da superfície do componente em função das deformações, Eqs. 2.34 e 2.35:

$$\sigma_{11} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4A} - \frac{1}{4B} \sqrt{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_1 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2} \quad (2.34)$$

$$\sigma_{11} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4A} + \frac{1}{4B} \sqrt{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_1 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2} \quad (2.35)$$

Os coeficientes A e B citados anteriormente fornecem a distribuição de tensão em pontos com coordenadas (R, α) , nas vizinhanças de um furo, através de uma placa larga sujeita a tensão plana uniforme. Entretanto, as rosetas extensométricas têm áreas finitas (Figura 15) com distribuição variada de deformação. Por isso cada sensor representa a média de tensão sobre a área da roseta (SCHAJER, 1981; TN, 2010). Valores mais precisos para os coeficientes de área são obtidos integrando-se as Eqs. 2.29 e 2.30. As Eqs. 2.36 e 2.37 apresentam a solução para essa integração e com intuito de diferenciar dos valores em um ponto os coeficientes da área passam a ter uma barra (\bar{A} e \bar{B}).

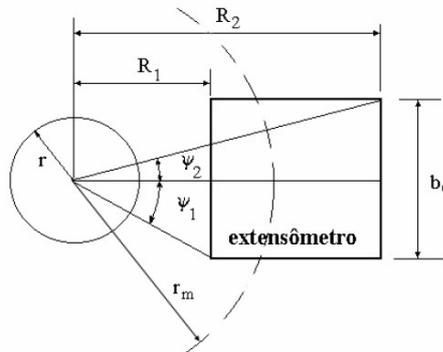


Figura 15 – Representação esquemática da geometria finita do extensômetro (RODRIGUES, 2007).

$$\bar{A} = -\frac{(1 + \nu)r^2}{E(R_2 - R_1)b_e}(\psi_1 - \psi_2) \quad (2.36)$$

$$\bar{B} = -\frac{(1+\nu)r^2}{E(R_2-R_1)b_e} \left[\frac{2(1-\nu)}{1+\nu}(\psi_1 - \psi_2) + \sin 2\psi_1 - \sin 4\psi_2 \right] - \frac{1}{8} \left(\frac{r}{R_1} \right)^2 (2 \sin 2\psi_1 + \sin 4\psi_1) \frac{1}{8} \left(\frac{r}{R_1} \right)^2 (2 \sin 2\psi_2 + \sin 4\psi_2) \quad (2.37)$$

Onde:

r = raio do furo;

$(R_2 - R_1)b_e$ = área de cada extensômetro;

$R_2, R_1, \psi_1 e \psi_2$ = raios e ângulos mostrados na Figura 15.

Para a realização do cálculo das tensões residuais a norma ASTM International (2020) especifica a seguinte maneira para avaliação da uniformidade das tensões:

- As deformações ($\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$) medidas pelos extensômetros devem ser calculadas pelas relações ($\varepsilon_3 + \varepsilon_1$ e $\varepsilon_3 - \varepsilon_1$ ou $\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2$);
- Tendo-se efetuado os cálculos, constrói-se um gráfico até no máximo $Z/D = 0,4$ (Z é a profundidade do furo e D é o diâmetro da roseta).

Na Figura 16 é apresentado o gráfico deformação versus Z/D (TN, 2010).

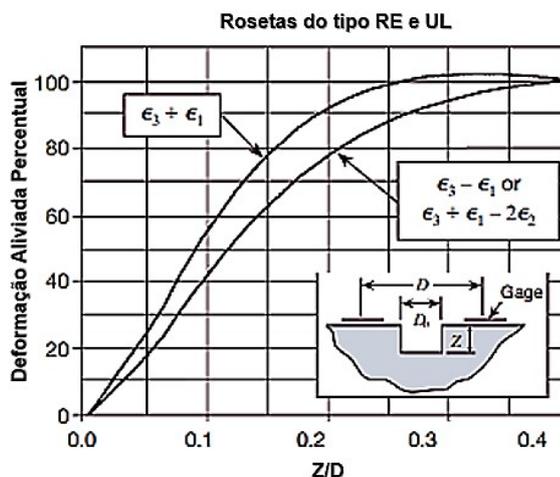


Figura 16 – Deformação percentual versus profundidade normalizada do furo para tensão uniforme com profundidade para roseta de diferentes tipos (Adaptada de TN, 2010).

Ao comparar o gráfico medido com um gráfico padrão, analisa-se o desvio de um em relação ao outro. Desvios de 3% em relação ao gráfico padrão indicam a não uniformidade de tensões ao longo da espessura do furo.

A norma ASTM International (2020) prevê que os valores de tensão medidos com o furo cego deixam de ser precisos quando a tensão no ponto de medição ultrapassa a metade da resistência ao escoamento ($0,5 S_y$) do material para materiais “finos” e oitenta por cento do limite de escoamento ($0,8 S_y$) para material “grosso”. Segundo Rodrigues (2007),

a partir deste valor o material começa a escoar na borda do furo devido à concentração de tensões geradas, invalidando o uso dos coeficientes de alívio que foram determinados (A e B) para o regime elástico.

2.2.2.2 Rosetas extensométricas

Os extensômetros são medidores de deformações. Estes podem ser de diversos materiais, no entanto, devem conter um meio condutor em um meio isolante. Seu princípio de funcionamento é o mesmo de um transdutor, onde variações mecânicas são transformadas em variações elétricas. Os condicionadores contêm Pontes de Wheatstone, e são eles que permitem a determinação das mudanças de potencial geradas pelas variações de resistência elétrica (RODRIGUES, 2007).

A norma ASTM International (2020) indica alguns modelos de roseta, aquelas mais utilizadas são MM 062-RE e MM 125-RE (SOARES, 2003). O design RE é disponibilizado em vários tamanhos para acomodar as diversas aplicações com distintos diâmetros ou profundidade dos furos. Na Figura 17 é apresentada a roseta tipo A (062-RE) com suas respectivas dimensões.

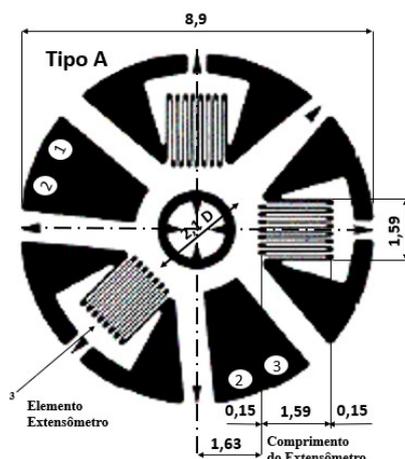


Figura 17 – Roseta MM 062-RE, citada pela Norma ASTM E 837 como Tipo A (Adaptada de RENDLER; VIGNESS, 1966).

2.3 Cobre

O cobre é um metal com excelente conformabilidade, boa resistência à corrosão e capacidades térmica e elétrica. O mesmo é amplamente empregado na sua forma pura e ligada em componentes microeletrônicos, instrumentos musicais e aplicações aeroespacial, naval e de energia. Este metal possui estrutura cúbica de face centrada, por esse motivo é bastante usado como material básico de estudo de mecanismos de falha (KONEČNÁ; FINTOVÁ, 2012).

O cobre e suas ligas são classificados por uma série C(1-9)XX, onde até o C7XX as ligas são de cobre forjado e o C9XX e C8XX são de cobre fundido. As ligas de cobre forjado estão listadas na Tabela 2.

Tabela 2 – Classificação das ligas de cobre CDA/ASTM (BARBOSA, 2014).

Série	Tipo de liga
C1XX	Cobre comercialmente puro e cobre ligado
C2XX	Latão binário (cobre-zinco)
C3XX	Latão com chumbo (Cu-Zn-Pb)
C4XX	Latão com estanho (Cu-Zn-Sn)
C5XX	Bronzes (cobre-estanho, com e sem fósforo)
C6XX	Cobre-alumínio, cobre silício
C7XX	Cuproníquel e alpaca

O cobre comercialmente puro e o cobre ligado são classificados por uma série C1XX, como exemplo, o cobre eletrolítico (ETP) é da série C110. Para ser considerado cobre puro o metal deve ter um percentual em massa maior ou igual a 99,3% de cobre incluindo teor de prata (BARBOSA, 2014). Existem quatro tipos mais utilizados de cobre comercialmente puro, são estes:

- Cobre eletrolítico (C110);
- Cobre livre de oxigênio (C102);
- Cobre desoxidado com baixo teor de fósforo (C122);
- Cobre desoxidado com alto teor de fósforo (C123).

No cobre eletrolítico é estabelecido um teor mínimo de cobre de 99,9%, além de prata contida de 0,1% e, de forma controlada o oxigênio. O cobre eletrolítico possui microestrutura composta por dendritas de fase α (matriz) com segregação do eutético de cobre e Cu_2O nos contornos da matriz. Quando passa por deformação plástica, como o processo de laminação e trefilação, pode ser observado na microestrutura (Figura 18) óxidos com partículas isoladas distribuídos na matriz (BARBOSA, 2014).

2.3.1 Propriedades e aplicações

Os critérios de seleção de cobre e suas ligas se baseiam nas principais características listadas a seguir juntamente com resistência mecânica, resistência à fadiga e capacidade de obter um bom acabamento (MANDIGO F.; CRANE, 1987):

- Resistência à corrosão: o cobre puro é bem resistente em condições severas de corrosão. Entretanto, algumas ligas têm essa resistência influenciada em alguns ambientes devido à fragilização por hidrogênio ou à corrosão sob tensão;

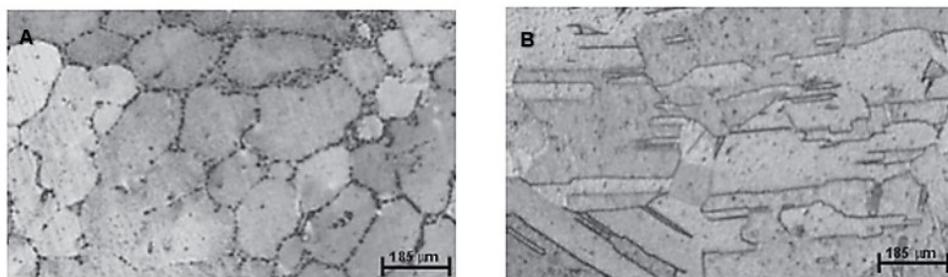


Figura 18 – Microestruturas: (A) cobre C110 fundido com partículas de Cu_2O no eutético nos contornos de grãos dendríticos e (B) cobre C110 trefilado com partículas de Cu_2O dispersas (BARBOSA, 2014).

- Condutividade elétrica e térmica: o cobre é bom condutor de eletricidade e calor, sendo o metal mais usado para essas finalidades. Por esse motivo, é preferível ligas com alto teor de cobre quando as finalidades exigirem alta condutividade elétrica e térmica;
- Cor e facilidade de fabricação: o cobre e suas ligas também são usados para decoração. São facilmente moldados e algumas aplicações necessitam além da cor, de boa resistência mecânica.

As características mecânicas do cobre dependem de seu estado. Costuma ter boa conformabilidade à temperatura ambiente e temperaturas reduzidas, já em altas temperaturas perde resistência mecânica. Desta forma, a conformação a frio se mostra mais adequada a esse material quando se deseja aumentar propriedades como o limite de resistência à tração, sendo possível atingir valores próximos ao do aço “macio” em torno de 400 MPa (POLAN, 1987).

2.4 Avaliações de tensão residual em cobre

As tensões residuais têm grande influência nas propriedades mecânicas dos materiais, como resistência, plasticidade e integridade da superfície (JIANG et al., 2019). Para analisar amostras expostas a condições diversas de carregamento e temperatura, muitos estudos têm sido realizados com o intuito de se obter um panorama dos efeitos do estado de tensão residual e de tratamentos superficiais que minimizem essas consequências (DONG; SONG; ZHANG, 2014).

A energia de falha de empilhamento (EFE) tem forte influência na densidade e estrutura de discordâncias e, conseqüentemente, na resposta do material quando deformado. Quanto menor a EFE, maior a distância entre as discordâncias parciais, dificultando o deslizamento cruzado, que é parte essencial no estágio III de recuperação após deformação plástica do material (DIETER, 1981). Sendo assim, sugere-se que o cobre comparativamente

ao alumínio e ao latão, onde, respectivamente, se tem alta e baixa energia de falha de empilhamento, sob as mesmas condições, deve apresentar valores de tensões residuais intermediários. SOUSA (2012b) em seu trabalho analisou tensões residuais em diferentes materiais sob distintos níveis de deformação por tração. Entretanto, Sousa não correlacionou as tensões residuais com a EFE dos materiais estudados. Para complementar o estudo de Sousa foi realizada uma análise crítica levando em consideração tal questão. A Figura 19 mostra a energia de falha de empilhamento do latão, cobre e alumínio e a tensão residual medida pela técnica de difração de raios X por SOUSA (2012b).

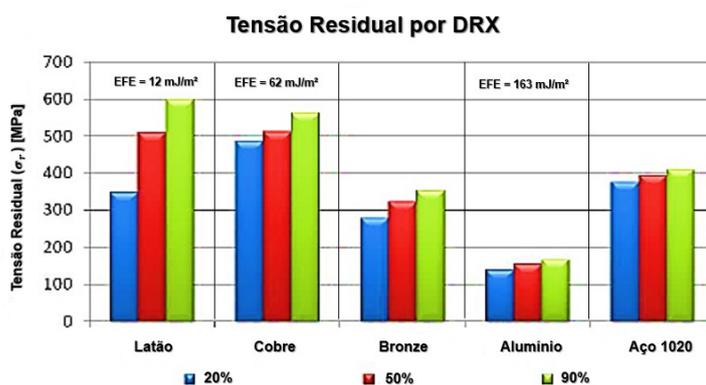


Figura 19 – Diagrama comparativo entre os incrementos de deformação versus EFE e tensão residual em latão, cobre, bronze, alumínio e aço (Adaptada de SOUSA, 2012).

Analisando o diagrama da Figura 19 pode-se inferir que a diferença na magnitude das tensões residuais do cobre em relação ao latão e ao alumínio é resultante da energia de falha de empilhamento. Em metais CFC, que é o caso dos materiais analisados por (SOUSA, 2012b), os mecanismos de deformação são macla ou deslizamento (SIDOR; KESTENS, 2013; JAMAATI, 2017). Em geral, metais com média e alta EFE o deslizamento cruzado é o mecanismo predominante e como foi falado anteriormente esse fenômeno permite que o metal se recupere após deformação plástica. A tensão residual, como resultado elástico ao fluxo plástico, pode ser diretamente correlacionada com essa facilidade de deformação do material.

Outra investigação de tensões residuais em cobre foi relatada por Kozaczek et al. (1990). Nesse estudo avaliou-se textura e tensões residuais em chapa de cobre laminada a frio. Os autores utilizaram as técnicas de difração de raios X e ultrassom para analisar tensão residual em dois grupos de amostras com tamanhos de grãos distintos (5 e 20 μm): um conjunto com três chapas laminadas a 15, 45 e 75% e outro com quatro amostras recozidas. Na Figura 20 são apresentados os resultados da medição por DRX utilizando-se a metodologia de simples exposição, onde foram analisados os ângulos ($\psi = -22^\circ$ e $\psi = 22^\circ$) referentes aos planos 111 com orientação preferencial em 75% de redução em laminação.

Na avaliação de macrotensão por DRX (Figura 20) foi observado que os planos 111

orientados na direção de laminação apresentaram tensões residuais de tração e os demais planos mostraram tensões residuais compressivas (KOZACZEK et al., 1990). De acordo com os autores, o estado de tensões sugere a ocorrência de tensão de cisalhamento positiva da superfície devido ao contato chapa-cilindro, deslizamento positivo.

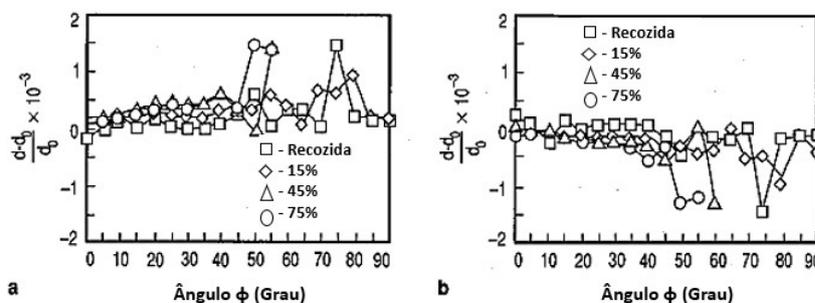


Figura 20 – Mudança relativa no espaçamento interplanar mostrando falta de simetria da deformação:(a) $\psi = 22^\circ$ e (b) $\psi = -22^\circ$ (adaptada de KOZACZEK et al., 1990).

Na Figura 21 é apresentada a medição realizada por ultrassom através de ondas superficiais de Lamb.

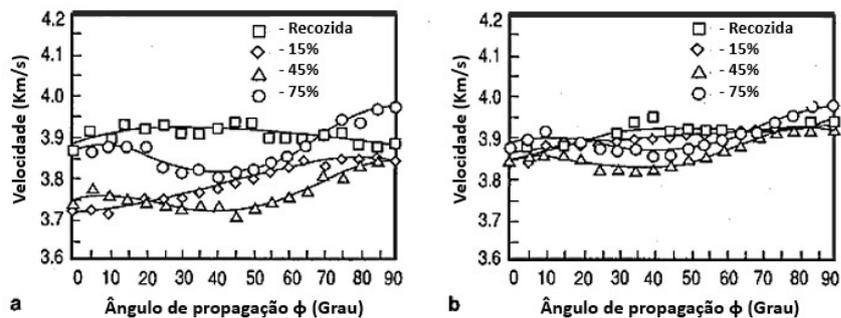


Figura 21 – Velocidade da onda ultrassônica versus ângulo de diferentes níveis de deformação em cobre recozido com distintos tamanhos de grão: (a) $5 \mu\text{m}$ (b) $20 \mu\text{m}$ (adaptada de KOZACZEK et al., 1990).

Na avaliação por acustoelasticidade, utilizando-se ondas superficiais, percebeu-se a influência do tamanho de grão. As amostras laminadas a 15, 45, e 75% com tamanho de grão de 20 μm , de maneira geral, apresentaram menor variação na velocidade da onda ultrassônica em relação às amostras com os mesmos percentuais de redução e menor tamanho de grão, 5 μm (KOZACZEK et al., 1990).

Análises de submicrotensões residuais (tipo III) em cobre deformado foram realizadas por Jiang, Britton e Wilkinson (2013) através da difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Os autores observaram que as regiões próximas aos contornos de grãos se mostraram como locais preferenciais para concentração de tensões.

Diante do observado no trabalho de Jiang (2013), supostamente a maior variação na velocidade de propagação de onda ultrassônica, nas amostras com menor tamanho de grão (KOZACZEK et al., 1990), ocorreu devido à uma maior área de contorno. Os contornos funcionam como campos desenvolvedores de tensões residuais. Segundo Schneider (1998) a presença de tensões residuais altera a velocidade de propagação da onda ultrassônica.

Ao avaliar o estado de tensão residual em tiras de ligas comerciais à base de cobre (CuSn_6 , CuZn_{33} e $\text{CuNi}_{18}\text{Zn}_{27}$) e de cobre com 99,98% de pureza, laminadas e desempenadas, Staszewski, Rdzawski e Wrona (2007) utilizaram a técnica de difração de raios X. Para quantificar a macrotensão foi aplicada a metodologia de $\sin^2 \psi$ e para medidas de microtensão aplicou-se o método de alargamento da linha de difração. Os autores constataram que os valores apresentados na Tabela 2.3 até 2.5, bem como a natureza da tensão residual dependem das condições de laminação e da geometria da peça. Inferiram que a diferença observada nas magnitudes das tensões antes e após processo de nivelamento podem ser reduzidas realizando-se a retificação de maneira adequada.

Tabela 3 – Mudanças do parâmetro de rede e os valores de macrotensão residual e valores de microtensões para tiras da liga $\text{CuNi}_{18}\text{Zn}_{27}$ $\alpha_0 = 0,36475$ nm (adaptada de STASZEWSKI; RDZAWSKI; WRONA, 2007).

Deformação a frio e estado	Superfície da tira	Macrotensão (MPa)	Microtensão (MPa)
0% laminado	Superior	+82	148
0% laminado	Inferior	-163	14
0% achatado	Superior	-181	368
0% achatado	Inferior	0	341
23,5% laminado	Superior	+164	581
23,5% laminado	Inferior	-576	579
23,5% achatado	Superior	-55	595
23,5% achatado	Inferior	-274	584
55,7% laminado	Superior	-88	870
55,7% laminado	Inferior	-1179	814
55,7% achatado	Superior	-384	853
55,7% achatado	Inferior	-685	838

Tabela 4 – Mudanças do parâmetro de rede e os valores de macrotensão residual e valores de microtensões para tiras do cobre ($\alpha_0 = 0,36147$ nm) e da liga CuZn₃₃ ($\alpha_0 = 0,36941$ nm) (adaptada de STASZEWSKI; RDZAWSKI; WRONA, 2007).

Deformação a frio e estado	Superfície da tira	Macrotensão (MPa)	Microtensão (MPa)
0% achatado	Superior	+82	70
0% achatado	Inferior	-110	310
18,4% achatado	Superior	-301	464
18,4% achatado	Inferior	-247	509
24,5% achatado	Superior	-740	607
24,5% achatado	Inferior	-356	544
38,0% achatado	Superior	-1617	613
38,0% achatado	Inferior	-767	740

Tabela 5 – Mudanças do parâmetro de rede e os valores de macrotensão residual e valores de microtensões para tiras do cobre ($\alpha_0 = 0,36147$ nm) e da liga CuZn₃₃ ($\alpha_0 = 0,36941$ nm) (adaptada de STASZEWSKI; RDZAWSKI; WRONA, 2007).

Material e estado	Superfície da tira	Macrotensão (MPa)	Microtensão (MPa)
Cobre laminado	Superior	+82	103
Cobre laminado	Inferior	-110	212
Cobre achatado	Superior	-301	85
Cobre achatado	Inferior	-247	106
CuZn laminado	Superior	-740	547
CuZn laminado	Inferior	-356	464
CuZn achatado	Superior	-1617	532
CuZn Achatado	Inferior	-767	528

Staszewski e colaboradores observaram que a superfície superior apresentou regularmente macrotensões residuais trativas e a superfície inferior tensões compressivas. Na análise de microtensões as superfícies avaliadas apresentaram diferenças consideráveis nas magnitudes dessas tensões, onde a face superior revelou valores maiores. Percebeu-se que o aumento da redução durante a laminação a frio gerou microtensões cada vez mais elevadas.

O estudo de tensões residuais conduzido por Lee e Kwon (2010) avaliou o comportamento de chapas de cobre eletrolítico utilizadas em circuito impresso sob diferentes condições térmicas. Foi utilizada a técnica de difração de raios X para realizar as medidas de tensão residual em grupos de amostras com 18 e 150 μm de espessura. As condições de tratamento térmico variaram de 100 a 250 °C em períodos de 1 a 6 horas. A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi utilizada para avaliar a microestrutura das amostras após o tratamento térmico de alívio de tensão. Na Figura 22 é apresentado o gráfico de tensão residual relacionada ao tempo de permanência em cada temperatura e na Figura 23 são apresentadas as imagens obtidas por MEV.

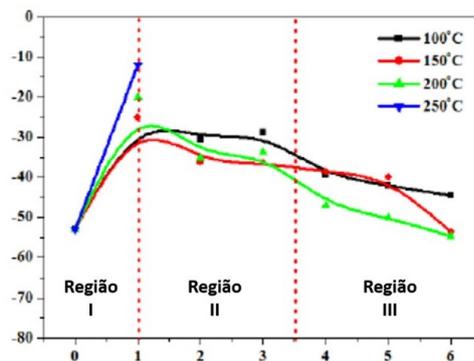


Figura 22 – Variação de tensão residual das chapas de cobre em função da temperatura (Adaptada LEE; KWON, 2010).

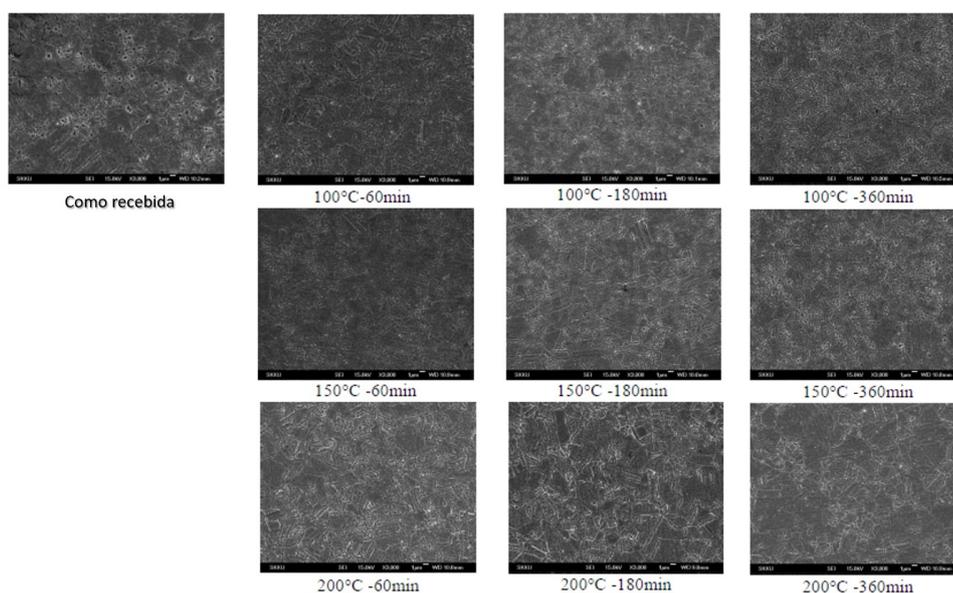


Figura 23 – Microestrutura das chapas de cobre em distintas condições térmicas (Adaptada LEE; KWON, 2010).

A partir da Figura 22 e Figura 23 os autores realizaram as seguintes avaliações: (Região I) foram observados grãos recristalizados, formados com o relaxamento das tensões; (Região II) as tensões residuais se mantiveram aproximadamente constantes e houve crescimento de grãos recristalizados e não-recristalizados simultaneamente. Por fim, (Região III) as tensões residuais voltaram a aumentar em magnitude juntamente com o crescimento de grãos. Neste caso, os autores ressaltam que por haver restrição de crescimento de grãos simultaneamente, a tendência é o aumento das tensões compressivas, como observado por eles.

O estudo de tensões residuais conduzido por Mansur et al. (2011) avaliou juntas soldadas por GMAW de materiais dissimilares (cobre eletrolítico, aço inoxidável AISI 304, aço inoxidável AISI 316L e aço carbono A36) através da técnica de furo cego. A análise foi realizada em 24 pontos distribuídos na região da junta como mostrado na Figura 24,

onde os pontos de P1 a P12 foram as posições de cada roseta (R1 a R24). Os materiais de adição utilizados para a solda foram o aço inox 316L e o cobre.

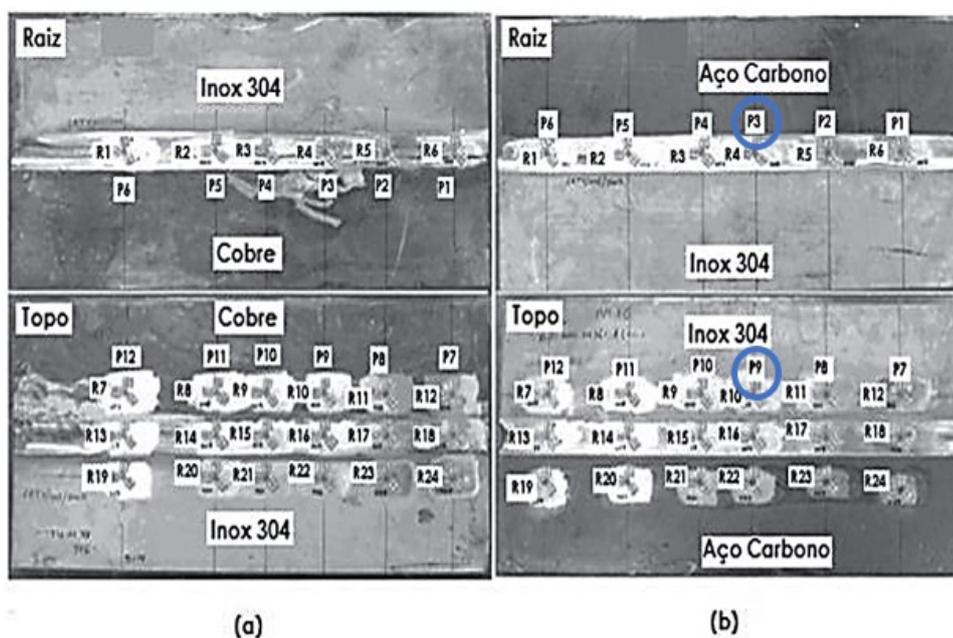


Figura 24 – Pontos de medição das tensões residuais na (a) chapa de aço AISI 304 e cobre (b) chapa de aço AISI 304 e aço carbono A36 (MANSUR et al., 2011).

Foi observado (Figura 25 e Figura 26) que os maiores valores das tensões residuais ocorreram no topo do cordão de solda, no processo de soldagem dissimilar com a chapa de aço inoxidável, onde os pontos P3 e P9 foram os de maior magnitude de tensão residual. Os autores destacaram que a técnica do furo cego não se aplicou ao cobre neste caso, por apresentar valores das medidas acima de 70% do limite de escoamento do material.

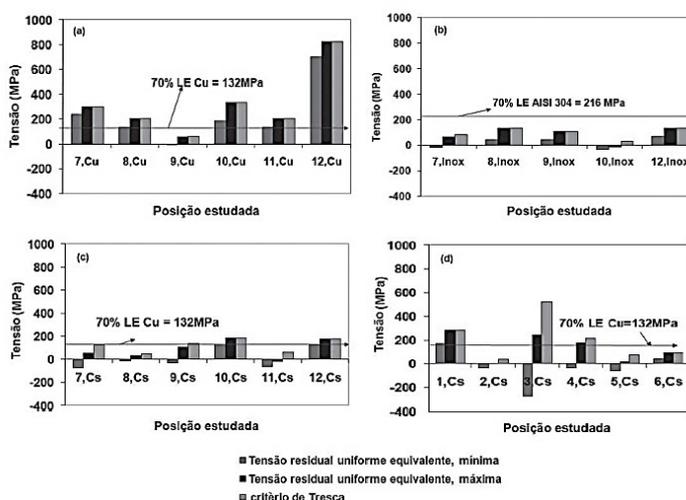


Figura 25 – Tensão residual uniforme equivalente no topo da chapa de cobre (a), da chapa de aço AISI 304 (b) e do cordão de solda (c). Em (d) da raiz do cordão de solda (MANSUR et al., 2011).

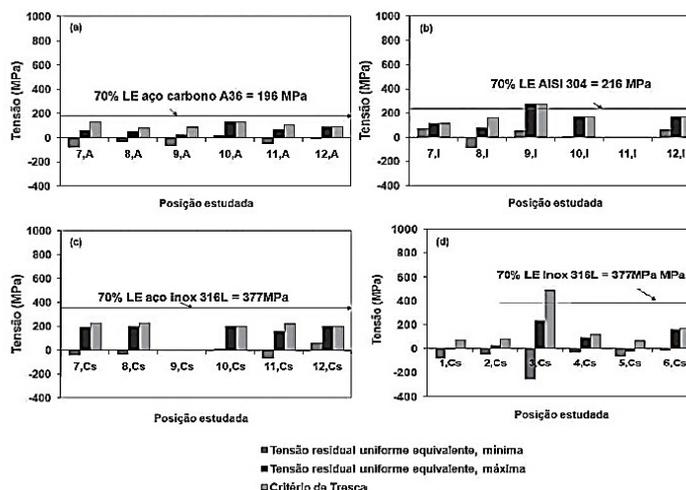


Figura 26 – Tensão residual uniforme equivalente no topo da chapa de Aço carbono A36 (a), da chapa de aço AISI 304 (b) e do cordão de solda (c). Em (d) da raiz do cordão de solda (MANSUR et al., 2011).

Nazari, Honarpisheh e Zhao (2019) investigaram a influência do recozimento de alívio de tensão e do processo de deformação plástica severa, conhecido como prensagem por ranhura restrita, na microestrutura, propriedades mecânicas e tensões residuais do cobre puro. As amostras de 3 mm de espessura foram recozidas a 650 °C por 2 horas. Posteriormente, foram divididas em dois grupos que passaram por deformação severa até três prensagens. No primeiro grupo foi avaliada a tensão residual das amostras apenas deformadas. No segundo grupo as amostras foram submetidas ao recozimento para alívio de tensões após cada uma das três prensagens. A tensão residual foi quantificada pelo método do contorno, onde a relaxação das tensões ocasionadas por corte é medida, os resultados são apresentados na Figura 27.

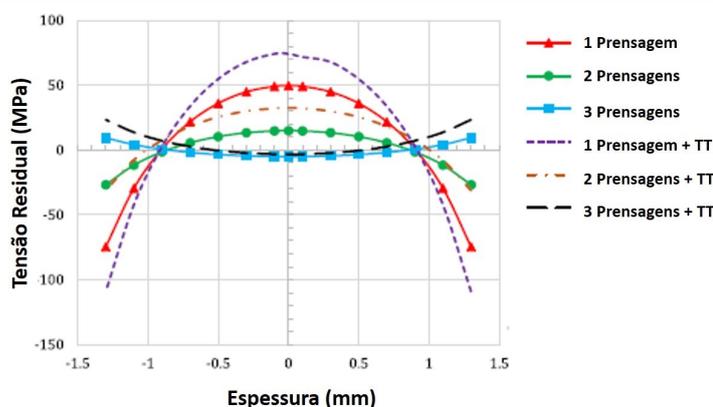


Figura 27 – Perfil de tensão residual a partir de distintas regiões da espessura das amostras antes e após recozimento para alívio de tensão (TT), (adaptada de NAZARI; HONARPISHEH; ZHAO, 2019).

Os autores observaram através da Figura 27 que a tensão residual foi compressiva da superfície e converteu-se em trativa com a profundidade. Verificou-se também que o aumento do número de prensagens diminuiu a tensão residual e que o recozimento, ao invés de aliviar as tensões residuais, aumentou sua magnitude.

Nazari, Honarpisheh e Zhao (2020) investigaram a influência dos parâmetros da microestrutura sobre as tensões residuais em chapas de grãos ultrafinos. Foram utilizadas as técnicas de difração de raios X, microscopia eletrônica de transmissão, microscopia ótica e método do contorno para avaliar amostras de cobre com 3 mm de espessura submetidas ao processo de prensagem por ranhura restrita. Os resultados de tensão residual são apresentados na Figura 28.

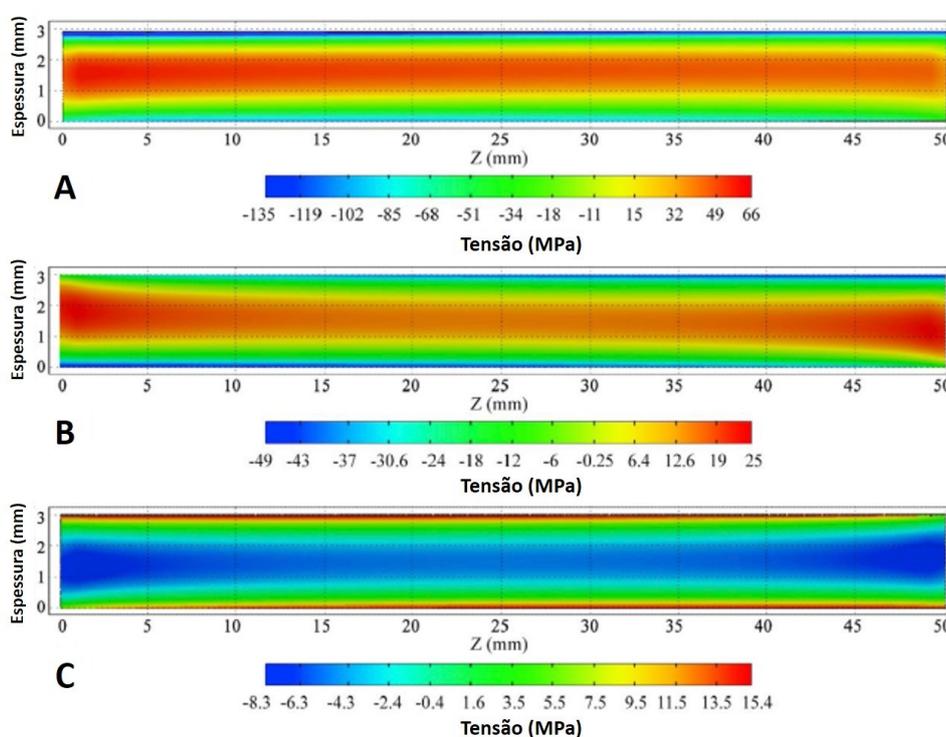


Figura 28 – Medidas de tensões residuais via método do contorno (A) primeira, (B) segunda e (C) terceira prensagem do CGP (adaptada de NAZARI; HONARPISHEH; ZHAO, 2020).

De acordo com a Figura 28 os autores observaram estado de tensões compressivas da superfície das amostras nas duas primeiras prensagens, que diminuíram em profundidade e passaram a ser trativas na região central da peça. Porém, após a terceira prensagem (Figura 28 C), a tensão residual alternou para trativa, próxima à superfície e compressiva ao longo da espessura. O motivo para esta variação após a terceira prensagem, segundo os autores, foi a ocorrência de microfissuras da superfície das amostras. De maneira geral, os autores perceberam que a tensão residual diminuiu com o aumento da deformação plástica imposta ao material.

Os autores também avaliaram a influência da microestrutura na formação das tensões residuais, foi criado um modelo preditivo com duas abordagens. Primeira abordagem (Figura 29 A) com resultados de microparâmetros como, tamanho de cristalito, densidade de discordâncias e deformação na rede, para entender a forma com que esses se relacionavam com a tensão. Segunda abordagem (Figura 29 B) foi incluído o macroparâmetro, deformação efetiva. A partir dos resultados desses modelos, foram plotadas curvas de análises de regressão múltipla, conforme apresentadas na Figura 29.

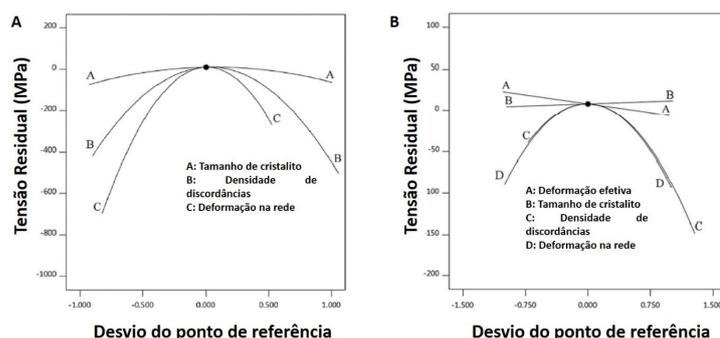


Figura 29 – Gráfico de perturbação dos parâmetros efetivos, A – primeira abordagem e B – segunda abordagem (adaptada de NAZARI; HONARPISHEH; ZHAO, 2020).

Com base na Figura 29 (A e B), os autores levantaram a porcentagem da influência de cada parâmetro, e a partir disso observaram que a deformação na rede foi mais eficaz na primeira abordagem e a deformação efetiva teve efeito significativo sobre as tensões residuais na segunda abordagem. Também se observou que a deformação efetiva tem relação direta com as tensões residuais, e que o efeito de cada microparâmetro estrutural sobre as tensões depende da interação entre eles.

2.5 Considerações finais

A partir da revisão bibliográfica foi observado que a técnica de DRX é amplamente utilizada, porém por ser uma análise superficial o uso de métodos adicionais auxilia a ter um perfil mais completo e assertivo de tensões residuais. O furo cego é igualmente requisitado e dentre as técnicas é aquela que permite quantificações em maiores profundidades de uma área finita.

De acordo com a revisão bibliográfica, não foram observados trabalhos que estabelecessem relação entre as técnicas de difração de raios X e furo cego na investigação de tensões residuais desenvolvidas por laminação à temperatura ambiente em cobre. O uso de diferentes metodologias é importante no estudo de tensões residuais devido à sua complexidade. Desta forma, torna-se possível avaliar o uso adequado de técnicas comple-

mentares na determinação de um perfil de tensões mais confiável, tendo por entendimento as informações fornecidas por cada técnica.

Diante do exposto, este trabalho consistiu em avaliar tensões residuais por difração de raios X e furo cego, investigando as tensões introduzidas por laminação à temperatura ambiente em cobre. O cobre puro por ser um material de simples microestrutura, não sendo afetado por precipitações e transformação de fases, permitiu o entendimento das tensões residuais introduzidas apenas por laminação a frio com seus distintos níveis de redução.

3 MATERIAL E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

Foi utilizada neste estudo chapa de cobre eletrolítico com 4,76 mm de espessura laminada a frio. A composição química e as propriedades mecânicas informadas pela fabricante são apresentadas na Tabela 6 e na Tabela 7, respectivamente.

Tabela 6 – Composição química do cobre eletrolítico em % peso (CopperMetal).

Cu	Outros
99,90	0,10

Tabela 7 – Propriedades mecânicas do cobre eletrolítico (CopperMetal).

Resistência Mecânica			
LRT (MPa)	LE (MPa)	AL (%)	Dureza (HB)
320	270	12	90

3.2 Métodos

Neste tópico são apresentadas todas as metodologias que foram usadas em todas as etapas desta pesquisa, conforme apresentadas no organograma da Figura 30, acrescentando-se a nomenclatura das amostras.

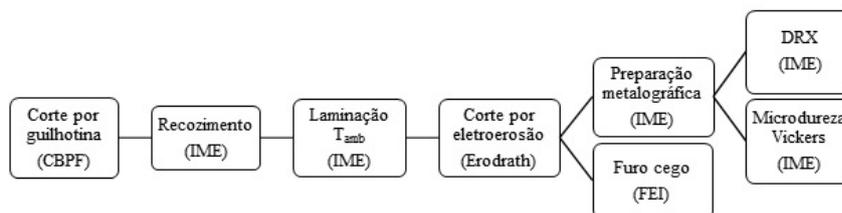


Figura 30 – Esquema experimental.

O cobre eletrolítico antes de ser submetido à laminação à temperatura ambiente foi recozido para alívio de tensões residuais. Foram preparados três grupos de amostras de cada condição de laminação para as técnicas empregadas neste estudo.

Por difração de raios X e por furo cego foram realizadas análises de tensão residual do material como recebido e com reduções de 20, 40 e 60%. A difração de raios X realiza análise subsuperficial, sua penetração é limitada a dezenas de microns. Desta forma,

realizou-se desbaste das amostras para medições a meia espessura além de sua superfície. A técnica de furo cego mede tensões residuais em maiores profundidades de forma incremental, em função disto, as amostras não foram desbastadas.

As amostras foram nomeadas quanto ao grau de deformação precedido pela letra inicial do cobre. A Tabela 8 apresenta as nomenclaturas adotadas para cada grupo de amostras.

Tabela 8 – Nomenclatura das amostras para cada técnica utilizada.

Sigla	Condição/técnica
CRX	Cobre como recebido/amostra de DRX
CX20	Cobre redução 20% / amostra de DRX
CX40	Cobre redução 40% / amostra de DRX
CX60	Cobre redução 60% / amostra de DRX
CRF	Cobre como recebido / amostra Furo cego
CF20	Cobre redução 20% / amostra e Furo cego
CF40	Cobre redução 40% / amostra e Furo cego
CF60	Cobre redução 60% / amostra e Furo cego
CRD	Cobre como recebido / amostra de Dureza
CD20	Cobre redução 20% / amostra de Dureza
CD40	Cobre redução 40% / amostra de Dureza
CD60	Cobre redução 60% / amostra de Dureza

3.2.1 Corte por guilhotina

A chapa de cobre eletrolítico com dimensões de 480 x 600 mm foi cortada inicialmente por guilhotina para a obtenção das chapas de trabalho com distintas dimensões (120 x 100 mm), (150 x 120 mm), (200 x 120 mm) e (250 x 120 mm). Os cortes foram realizados no CBPF.

3.2.2 Recozimento

As chapas de cobre foram recozidas para alívio de tensões residuais em forno mufla EDG modelo 3000 do IME. O recozimento foi realizado à temperatura de 300 °C por 180 minutos com taxas de aquecimento e resfriamento de 3 °C por minuto. O resfriamento foi realizado no forno. Após o recozimento, realizou-se decação com solução de 10% de ácido nítrico (HNO₃). As chapas ficaram imersas na solução até apresentarem uma coloração avermelhada característica do cobre.

3.2.3 Laminação à temperatura ambiente

Com o intuito de se obter amostras contendo dimensões aproximadas para os ensaios de furo cego e DRX, e não haver desperdício de material, estimou-se o alongamento das chapas na direção de laminação através do conceito da conservação de volume. Para isto, as chapas foram cortadas inicialmente com dimensões distintas e após as reduções de 20, 40 e 60% apresentaram dimensões de aproximadamente 250 x 120 mm (DL x DT), como apresentado na Figura 31. Foi utilizado o laminador FENN MFG, modelo D-51710:1973, configurado na condição duo (dois cilindros) com diâmetros de 133,70 mm no IME.



Figura 31 – Chapas laminadas à temperatura ambiente com redução de 20, 40 e 60%, dimensões aproximadas (250 x 120 mm).

A laminação à temperatura ambiente de 25° C, foi realizada em chapas com espessura inicial de 4,76 mm. A redução por passe foi de aproximadamente 6%, totalizando 14 passes até a redução final de 60%. Em cada passe calculou-se as deformações efetivas verdadeira e de engenharia, a partir das Eqs. 3.1 e 3.2 (DIETER, 1981).

$$\bar{\epsilon} = \frac{\sqrt{2}}{3} [(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2 + (\epsilon_3 - \epsilon_1)^2]^{\frac{1}{2}} \quad (3.1)$$

Onde, para laminação: $\epsilon_1 = -\epsilon_3$ e $\epsilon_2 = 0$, logo a deformação efetiva torna-se:

$$\bar{\epsilon} = 2\frac{\sqrt{2}}{3}\epsilon_1 \quad (3.2)$$

Com o objetivo de avaliar a heterogeneidade de deformação na laminação analisou-se o parâmetro Delta Δ , que relaciona o raio do cilindro (R), a espessura inicial da chapa (h_0) e a redução (r) em cada passe (Eq. 3.3).

$$\Delta = \sqrt{\frac{h_0}{4Rr}} [2 - r] \quad (3.3)$$

Na Tabela 9 são apresentadas as espessuras obtidas a cada passe, as deformações efetivas verdadeira e de engenharia e o parâmetro Δ .

Tabela 9 – Passes do processo de laminação à temperatura ambiente.

Laminação				$\bar{\epsilon}$ efetiva de engenharia	$\bar{\epsilon}$ efetiva verdadeira	Amostras	Parâmetro Δ
Passes	h_0	*h_i	*h_f				
1	4,76	4,76	4,60	0,03	0,03		1,43
2	4,76	4,60	4,40	0,04	0,04		1,26
3	4,76	4,40	4,30	0,02	0,02		1,75
4	4,76	4,30	4,10	0,04	0,04		1,21
5	4,76	4,10	3,80	0,07	0,07	CX20	0,95
6	4,76	3,80	3,61	0,05	0,05		1,17
7	4,76	3,61	3,30	0,08	0,08		0,87
8	4,76	3,30	3,05	0,07	0,07		0,94
9	4,76	3,05	2,79	0,08	0,08	CX40	0,88
10	4,76	2,79	2,63	0,05	0,06		1,09
11	4,76	2,63	2,46	0,06	0,06		1,02
12	4,76	2,46	2,32	0,05	0,06		1,09
13	4,76	2,32	2,16	0,07	0,07		0,98
14	4,76	2,16	1,90	0,11	0,12	CX60	0,72

* h_i = espessura inicial da chapa por passe; h_f = espessura final da chapa por passe.

Após a laminação as amostras utilizadas na técnica de DRX foram cortadas por eletroerosão a fio, seguindo a esquematização prévia mostrada na Figura 32.

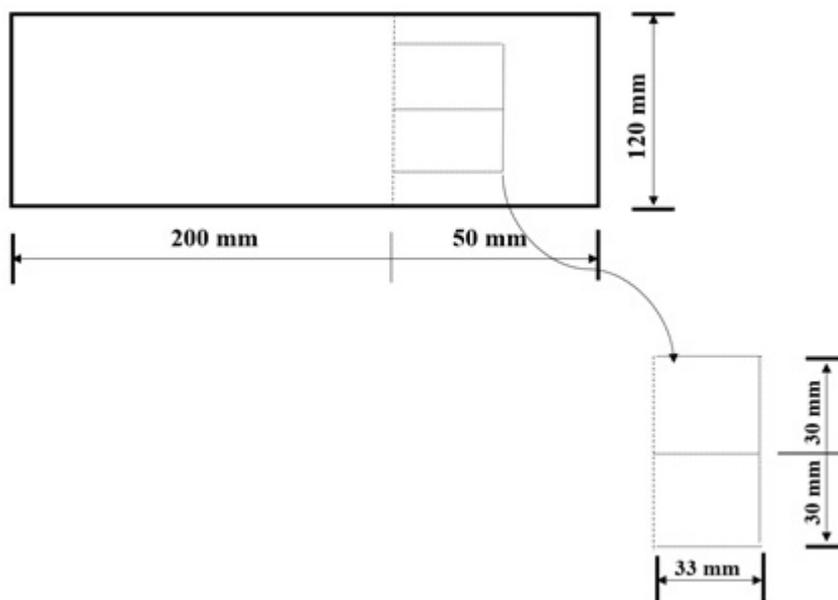


Figura 32 – Esquematização corte por eletroerosão a fio.

3.2.4 Preparação metalográfica

As amostras submetidas à difração de raios X e microdureza Vickers apresentavam dimensões de 30 x 33 mm. Essas foram lixadas com lixas de 400, 600, 1200, 2000 e 2500

mesh, polidas mecanicamente com pasta de diamante de 1 μm . Em seguida foi realizado polimento químico com a finalidade de aliviar as tensões superficiais introduzidas pelos processos anteriores. A solução utilizada foi aquecida a aproximadamente 55 °C e as amostras atacadas por imersão durante 10 segundos. Os reagentes utilizados na solução são apresentados a seguir (VOORT, 1984):

- 1 parte de ácido nítrico PA (HNO_3);
- 1 $\frac{1}{4}$ partes de ácido acético PA ($\text{CH}_3\text{CO}_2\text{H}$);
- 2 $\frac{3}{4}$ de ácido fosfórico PA (H_3PO_3).

Os corpos de prova para ensaio de furo cego com dimensões de 200 mm x 120 mm (DL x DT), foram submetidos apenas a lixamento e limpeza na região de análise. Isto com o objetivo de gerar certa rugosidade e remover possíveis óxidos e graxas, facilitando, dessa forma, a aderência posterior da roseta.

3.2.5 Difração de raios X

Para a análise de tensão residual por difração de raios X, primeiramente torna-se necessário a obtenção do difratograma do material para seleção do pico de maior 2θ com certa intensidade considerável, por esse ser mais sensível à presença de tensão. Em função disto, realizou-se a medida de tensão residual no pico 110° do cobre como recebido e após reduções em laminação. Como mostrado nas Eqs. 3.4 e 3.5, a deformação é diretamente proporcional ao ângulo theta. Logo, quanto maior o ângulo theta, maior variação de distâncias interplanares será medida, tornando a quantificação mais precisa.

$$\frac{\Delta d}{d} + \frac{\cos \theta}{\sin \theta} \times \Delta \theta = 0 \quad (3.4)$$

$$\varepsilon = -\Delta \theta \times \cot \theta \quad (3.5)$$

Foi utilizado o método de geometria psi com múltiplas exposições de amostra, inclinações em psi (26,95; 39,86; 51,71; 65,00; 0; -26,95; -39,86; -51,71 e -65,00°) e rotações em ϕ (0, 45 e 90°). Dessa forma, foram realizadas 27 varreduras que permitiram a obtenção de um perfil de pico mais definido e preciso, resultando no gráfico distância interplanar versus $\text{sen}^2 \psi$. Para isso utilizou-se a configuração do equipamento em foco ponto, essa também tem a função de reduzir o background e diminuir a desfocagem durante a medida. Os parâmetros de análise são apresentados na Tabela 10. Após a medição da variação dos espaçamentos interplanares foi realizado o pós-processamento dos dados utilizando-se o software X'Pert Stress. As etapas do programa, configurando-o para o cobre, visaram obter

o menor erro relativo e melhor ajuste da curva. Como constantes elásticas do material foram utilizados o módulo de elasticidade ($E=110$) GPa e coeficiente de Poisson ($\nu=0,34$) (CALLISTER, 2016).

Tabela 10 – Condições instrumentais utilizadas para obtenção das medidas de tensão residual por DRX.

Parâmetros	Valores
Radiação	Co ($\lambda=1,789$)
Filtro	Fe
Voltagem do tubo	40 kV
Corrente do tubo	40 mA
Abertura da fenda	4° x 4°
Tamanho de passo	0,08°
Tempo por passo	6 s
Varredura	107° - 113°

As análises de difração das amostras, medidas de tensão residual e obtenção de difratogramas, foram realizadas no laboratório de Difração de Raios X do IME através do difratômetro X'PERT PRO MRD da PANalytical.

A Norma ASTM E915-10 padroniza o alinhamento da instrumentação para medição de tensão residual por difração de raios X.

3.2.6 Furo cego

A execução das análises de tensão residual por furo cego consta de duas etapas: (1) procedimentos para instalação dos extensômetros e execução do furo e (2) obtenção e tratamento de dados. Os ensaios foram realizados na FEI utilizando-se o equipamento MTS 3000 SINT.

1) Procedimentos para instalação dos extensômetros e execução do furo: as rosetas extensométricas utilizadas para os ensaios foram do tipo PA-06-060RF-120-L, Excel Sensor. A Tabela 11 contém informações detalhadas do tipo de roseta utilizada.

Tabela 11 – Modelo para determinação de tensões internas utilizado neste estudo (Fonte: Excel Sensor).

IDENTIFICAÇÃO	Base e Metal	PA
	Compensação de temperatura	06
	Tamanho e forma	060 RF
	Resistência elétrica (Ohms)	120
DIMENSÕES	Comprimento grelha (mm)	1,6
	Distância do centro do furo ao centro da grelha (mm)	2,5
	Espaço da base (mm)	10x9
	Diâmetro da broca a utilizar (mm)	1,59

A região de análise selecionada para a realização do teste é esquematizada na Figura 33. A roseta foi colada com o furo localizado no centro das chapas como recebida e laminadas à temperatura ambiente com 20, 40 e 60% de redução. A fixação da roseta contou com uma etapa de colação na área determinada, que consistiu em passar um ativador, aguardar cerca de um minuto, aplicar a cola e reposicionar o extensômetro pressionando-o levemente em torno de dois minutos para melhor adesão da superfície.

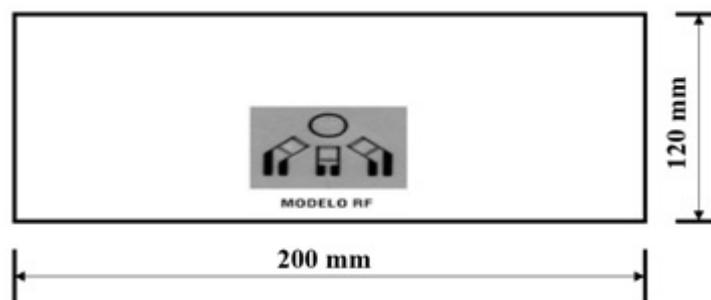


Figura 33 – Região de análise das chapas.

Após a colocação da roseta realizou-se a etapa de cabeamento, que consistiu na soldagem dos fios do terminal secundário e do extensômetro. Esta primeira parte tem por objetivo fornecer aos terminais do extensômetro maior resistência, de maneira a comportar os fios de medição. Logo em seguida, foram soldados os fios que seriam ligados ao medidor de sinal dos extensômetros (SPIDER). Os corpos-de-prova já com a roseta instalada, foram colocados na unidade de perfuração e alinhados através de microscópio óptico. Por fim, foram realizadas as conexões e realizado o ensaio, onde para cada chapa foram executadas 30 medições até uma profundidade de 0,8 mm.

2) Obtenção e tratamento de dados: após a realização dos furos, as deformações para cada incremento foram calculadas a partir das Eqs. 3.6, 3.7 e 3.8, conforme a norma ASTM E837. O tratamento de dados foi realizado através do software H-DRILL com o método da integração e método de tensões uniformes. A ASTM E837 apresenta o cálculo para tensões residuais não uniformes e uniformes, e pode-se perceber que o procedimento

utilizado nos dois métodos para o cálculo de tensão é o mesmo.

$$p = \frac{\varepsilon_3 + \varepsilon_1}{2} \quad (3.6)$$

$$q = \frac{\varepsilon_3 - \varepsilon_1}{2} \quad (3.7)$$

$$t = \frac{\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - \varepsilon_2}{2} \quad (3.8)$$

Os coeficientes de alívio foram determinados para o tipo de roseta utilizado e os termos P, Q e T (Eqs 3.9, 3.10 e 3.11.) foram calculados empregando-se os respectivos valores de módulo de elasticidade ($E = 110$ MPa) e como coeficiente de Poisson ($\nu = 0,34$).

$$P = -E \frac{\sum \bar{A}.p}{(\sum \bar{A}^2)(1 + \nu)} \quad (3.9)$$

$$Q = -E \frac{\sum \bar{B}.q}{(\sum \bar{B}^2)} \quad (3.10)$$

$$T = -E \frac{\sum \bar{B}.t}{(\sum \bar{B}^2)} \quad (3.11)$$

Onde: \sum indica o somatório das quantidades indicadas para cada profundidade do furo.

Para obtenção das tensões principais utilizou-se a Eq.3.12 49:

$$\sigma_{\max}, \sigma_{\min} = P \pm \sqrt{(Q^2 + T^2)} \quad (3.12)$$

O furo cego é normatizado pela Norma ASTM E837 e todas as etapas dos ensaios foram fundamentadas por esta, com procedimento adequados ao cobre eletrolítico.

3.2.7 Microdureza Vickers

A microdureza Vickers é um ensaio simples, de baixo custo, não-destrutivo, mas que requer preparação da superfície para medições mais precisas. O teste consiste em uma pequena deformação plástica causada por um indentador de diamante com formato piramidal. A resposta do material à indentação é convertida em dureza e para o caso da microdureza Vickers, esta é identificada pela escala HV (CALLISTER, 2016). A microdureza Vickers é normatizada pela ASTM E384.

O perfil de microdureza Vickers do cobre laminado à temperatura ambiente, com distintos percentuais de redução foi obtido a partir de ensaios realizados com aplicação da

carga de 50 gf por 15 segundos. Foram executadas cinco medições por amostra e a partir dessas obteve-se a dureza média e o erro relativo com intervalo de confiança de 95% por triplicata. Utilizou-se do durômetro SHIMADZU, modelo HMV-G, do IME.

4 RESULTADOS

Esta seção apresentará os resultados de tensão residual a partir da difração de raios X, micro e macrotensão, e da macrotensão por furo cego. Também apresentará os resultados de microdureza Vickers. Todos os resultados apresentados são para as condições das amostras como recebida e laminadas à temperatura ambiente com reduções de 20, 40 e 60% em triplicata. Vale ressaltar que todas as amostras passaram por etapa prévia de recozimento para alívio de tensões residuais.

4.1 Medidas de macro e microtensão residual por difração de raios X

A quantificação de tensões residuais por DRX, na superfície e a meia espessura, da amostra como recebida e amostras laminadas foi realizada em triplicata (Tabela 12). Para melhor compreensão dos resultados, calculou-se a média das medidas e os respectivos erros relativos com intervalo de confiança de 95%. Os resultados apresentados referem-se à média das tensões principais (σ_{11} e σ_{22}), relativas à posição phi 45°, utilizando-se o método geometria psi.

Tabela 12 – Resultados da análise de tensão residual por DRX da superfície e a meia espessura das amostras.

Superfície	σ_r (MPa)	Erro (MPa)	Meia espessura	σ_r (MPa)	Erro (MPa)
CRX	-114,2	± 7,9	CRX	-144,5	± 9,0
CX20	-105,3	± 4,8	CX20	-130,9	± 10,5
CX40	-80,0	± 21,1	CX40	-108,0	± 11,9
CX60	-61,6	± 39,1	CX60	-112,2	± 19,1

Conforme os resultados apresentados na Tabela 12, a amostra na condição como recebida e aquelas laminadas à temperatura ambiente, com distintos percentuais de redução, (CRX, CX20, CX40 e CX60) apresentaram tensão residual compressiva tanto na superfície quanto a meia espessura. As análises realizadas na superfície mostraram que as amostras laminadas apresentaram menor magnitude de tensão residual em relação à condição recebida (Tabela 12). Nestas amostras também ocorreu decréscimo na magnitude das tensões em relação ao nível de redução em laminação. Nas análises a meia espessura (Tabela 12) a amostra CRX apresentou maior magnitude de tensão residual média compressiva quando comparadas com as amostras laminadas. As amostras laminadas apresentaram

menor magnitude de tensão residual, conforme o grau de deformação aumentou até 40%. Com a redução de 60% ocorreu mínimo aumento de magnitude compressiva dessa amostra, porém esse incremento não foi muito relevante. As análises a meia espessura apresentaram maior magnitude de tensão residual compressiva em relação às análises da superfície. De maneira geral, o erro relativo das análises da superfície e a meia espessura aumentou em função do incremento da deformação plástica das amostras. Desta forma, as amostras CX60 apresentaram os maiores valores de erro.

Como mencionado anteriormente na seção 3.2.5., foi necessário o auxílio do difratograma do cobre para verificação do pico de maior 2Theta (110°), associado ao plano (311). O difratograma do material também permite avaliar o perfil de pico em função da presença de micro e macrotensões, observando-se o deslocamento e o alargamento, e estimar as microtensões pelo parâmetro de microdeformação na rede. Para as análises da superfície e a meia espessura foram obtidos os valores de 2Theta e largura à meia altura por meio do software X'Pert Data Viewer. Também foram estimados os valores de microtensões das amostras, a partir das microdeformações na rede, estes utilizando-se o método de Rietveld através do software TOPAS versão 4. Calculou-se a média das medidas e os respectivos erros relativos com intervalo de confiança, que são apresentados na Tabela 13 e na Tabela 14.

Tabela 13 – Comparação da posição de pico (311) e da largura a meia altura (FWHM) médios e estimativa de microtensão residual nas análises da superfície das amostras.

Amostras	Posição 2Theta ($^\circ$)	FWHM ($^\circ$)	Microtensão residual (MPa)	Erro (MPa)
CRX	109,99	0,61	42,4	$\pm 0,4$
CX20	110,04	0,69	61,2	$\pm 2,9$
CX40	110,04	0,72	69,5	$\pm 2,8$
CX60	110,13	0,75	80,2	$\pm 8,7$

Tabela 14 – Comparação da posição de pico (311) e da largura a meia altura (FWHM) médios e estimativa de microtensão residual nas análises a meia espessura das amostras.

Amostras	Posição 2Theta ($^\circ$)	FWHM ($^\circ$)	Microtensão residual (MPa)	Erro (MPa)
CRX	109,96	0,59	51,8	$\pm 2,7$
CX20	109,99	0,68	56,9	$\pm 3,6$
CX40	110,01	0,68	65,1	$\pm 3,8$
CX60	110,01	0,71	76,7	$\pm 3,4$

Os resultados apresentados nas Tabelas 13 e 14, em função do deslocamento de pico, indicaram que as amostras laminadas (CX20, CX40 e CX60) quando comparadas a amostra

na condição recebida (CRX) apresentaram mínimo deslocamento de pico para direita, indicando estado de tensão residual compressiva da superfície e a meia espessura. Os resultados de alargamento de pico na análise da superfície e a meia espessura expressaram aumento no alargamento após as reduções à temperatura ambiente. Com base nestes resultados, houve incremento da microtensão residual após a laminação à temperatura ambiente, amostra na condição recebida apresentou menor valor de microtensão tanto na análise da superfície quanto a meia espessura. Na análise da superfície das amostras laminadas foram estimados os maiores valores de microtensão.

4.2 Medidas de macrotensão residual por furo cego

A quantificação de tensão residual por furo cego foi realizada em corpos-de-prova (CPs) em triplicata: CRF, CF20, CF40 e CF60. Os resultados de tensão para a direção de laminação (X) da medição em profundidade, utilizando-se o método de tensões não uniformes e o método de tensões uniformes, são apresentados nas Tabelas 15 e 16, respectivamente. As medições foram realizadas até a profundidade de aproximadamente 0,8 mm, com exceção da amostra CRF.3, que em virtude de um problema na turbina do equipamento teve sua análise interrompida na profundidade de 0,459 mm.

A utilização do método de tensões uniformes requer uma avaliação, como mostrado na fundamentação teórica (seção 2.2.2). Essa avaliação consistiu em traçar curvas com as relações de deformações, que são representadas por p , q e t , e a partir disso avaliar se as deformações equivalentes ficaram entre as curvas p e q . A maioria dos CPs atenderam ao requisito para a utilização do método, exceto: CRF.1, CRF.2, CF40.1 e CF60.1. Mas ainda assim, foram realizados os cálculos de tensões uniformes considerando esses CPs.

De maneira a facilitar a interpretação dos resultados calculou-se a média das medidas e os respectivos erros relativos com intervalo de confiança 95%, em triplicata, para os resultados obtidos através do método de tensão não uniforme e para o método de tensão uniforme.

Tabela 15 – Resultados das análises de macrotensão residual (MPa) por furo cego dos CPs e respectivos erros relativos (MPa), método de tensão não uniforme.

PFD	CRF	ERRO	CF20	ERRO	CF40	ERRO	CF60	ERRO
0,027								
até	-55,3	±44,4	47,8	±13,8	59,9	±9,2	46,6	±33,6
0,135								
0,162								
até	14,4	±17,6	43,5	±6,8	44,5	±16,1	30,2	±45,1
0,270								
0,297								
até	-5,7	±9,1	56,3	±8,0	11,5	±11,9	-2,1	±43,5
0,405								
0,432								
até	50,7	±30,2	48,4	±17,1	-2,7	±12,6	28,3	±26,8
0,540								
0,567								
até	-4,4	±16,1	69,5	±16,0	1,3	±14,3	16,3	±31,4
0,675								
0,702								
até	24,4	±17,9	85,5	±14,0	-9,5	±9,3	-9,9	±37,1
0,810								

PFD = profundidade.

Os resultados apresentados na Tabela 15 mostraram que os estados de tensões residuais obtidos através do método de tensão não uniforme nas amostras analisadas variaram entre compressivos e trativos. A amostra na condição recebida (CRF) apresentou tensões compressivas próximo à superfície e algumas evoluções para trativas em profundidade. A amostra laminada a 20% (CF20) apresentou tensões trativas que aumentaram em magnitude com a profundidade. Já com as amostras deformadas a 40 e 60% de redução (CF40 e CF60) notou-se que as análises mais próximas à superfície permaneceram em tensões trativas e houve evolução para compressivas em profundidade. Algumas profundidades de análise apresentaram erro relativo elevado, visto que o ideal seriam valores entre 10 e 15% (SEDGWICK, 2012).

Tabela 16 – Resultados das análises de macrotensão residual (MPa) por furo cego em profundidade dos CPs e respectivos erros relativos (MPa), método de tensão uniforme.

PFD	CRF	ERRO	CF20	ERRO	CF40	ERRO	CF60	ERRO
0,027								
até	12,0	±4,0	50,3	±22,4	35,3	±1,1	25,7	±43,4
0,135								
0,162								
até	12,0	±4,0	50,3	±22,4	35,3	±1,1	25,7	±43,4
0,270								
0,297								
até	12,0	±4,0	50,3	±22,4	35,3	±1,1	25,7	±43,4
0,405								
0,432								
até	12,0	±4,0	50,3	±22,4	35,3	±1,1	25,7	±43,4
0,540								
0,567								
até	12,0	±4,0	50,3	±22,4	35,3	±1,1	25,7	±43,4
0,675								
0,702								
até	12,0	±4,0	50,3	±22,4	35,3	±1,1	25,7	±43,4
0,810								

PFD = profundidade.

Os resultados apresentados na Tabela 16 mostraram que os estados de tensões residuais obtidos através do método de tensão uniforme nas amostras analisadas, assim como no método anterior, variaram entre compressivos e trativos. A amostra na condição recebida (CRF) apresentou tensões compressivas ao longo da espessura analisada. As amostras laminadas a 20, 40 e 60% (CF20, CF40 e CF60) apresentaram tensões trativas ao longo da profundidade de análise. O erro relativo para tais medidas variou e apresentou valores altos para as amostras CRF, CF20 e CF60. A amostra CF40 apresentou valor de erro menor do que 10% da medida, sendo considerado satisfatório.

4.3 Caracterização de dureza por microdureza Vickers

A microdureza média, assim como os respectivos erros relativos para todas as medidas, da amostra como recebida e com reduções de 20, 40 e 60%, são apresentados na Tabela 4.6. As amostras CD20.3 da análise de superfície e CRD.3 não foram consideradas para as médias, pois apresentaram valores muito discrepantes.

Tabela 17 – Medidas de microdureza Vickers da superfície e a meia espessura, amostras como recebida e laminadas.

Superfície	HV	Erro (MPa)	Meia espessura	HV	Erro (MPa)
CRD	97	±4,1	CRD	97	±1,4
CD20	102	±0,1	CD20	112	±3,6
CD40	109	±1,1	CD40	113	±2,3
CD60	109	±1,3	CD60	115	±2,4

*HV = Microdureza Vickers.

Conforme apresentado na Tabela 17 houve incremento na microdureza do material em função do grau de redução por laminação. A amostra como recebida (CRD) apresentou menor valor de microdureza em comparação com as amostras laminadas (CD20, CD40 e CD60), tanto na análise realizada na superfície quanto a meia espessura. As análises da superfície mostraram que as amostras laminadas apresentaram aumento na microdureza, entretanto esta permaneceu estável entre 40 e 60% de redução. Nas análises a meia espessura também foi observado aumento da microdureza após laminação, mas esse acréscimo não foi muito significativo.

5 DISCUSSÃO DE RESULTADOS

Esta seção abordará os resultados obtidos, comparando-os para melhor entendimento da dinâmica entre as técnicas e metodologias auxiliares utilizadas para a análise de tensão residual.

5.1 Análise de macro e microtensão residual por difração de raios X

Foi realizada análise de tensão residual por difração de raios X, em triplicata, das amostras laminadas à temperatura ambiente com distintas reduções e amostra como recebida, todas previamente recozidas para alívio de tensões.

Através da quantificação das tensões residuais (Figura 34) observou-se que os resultados da análise na superfície e a meia espessura da amostra na condição recebida (CRX), apresentaram maiores magnitudes de tensões compressivas (-114,2 e -144,5 MPa) em relação as amostras laminadas (Tabela 12). A amostra com 20% de redução (CX20) apresentou introdução de tensão trativa nas duas regiões analisadas, entretanto devido ao erro relativo, essa introdução não foi muito significativa. Em 40% de redução notou-se uma maior introdução de tensão trativa na superfície e a meia espessura (-80,0 e -108,0 MPa) em comparação com a amostra laminada em 20% (-105,3 e -130,9 MPa). A análise da superfície da amostra com 60% de redução apresentou diminuição da tensão residual compressiva (-61,6 MPa) quando comparada à amostra laminada a 40%. Na análise a meia espessura da amostra CX60 observou-se mínimo aumento da magnitude de tensão residual compressiva (-112,2 MPa). As análises da superfície e a meia espessura apresentaram diminuição de tensão residual compressiva com o aumento da deformação. O erro relativo aumentou com o incremento do nível de redução das amostras em laminação.

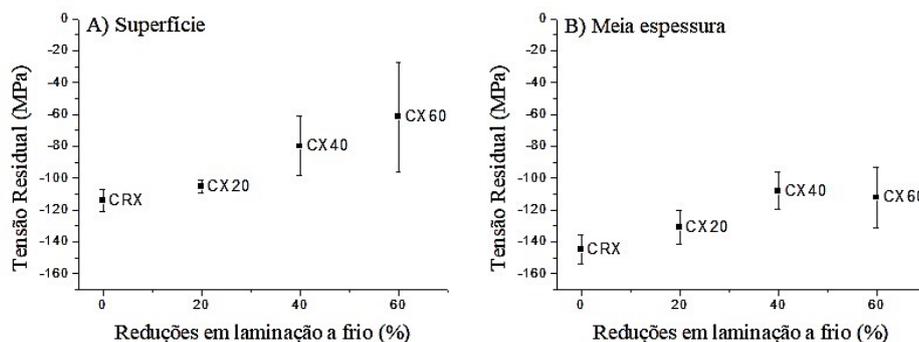


Figura 34 – Macrotensão residual por DRX de análises da superfície (A) e a meia espessura (B) das amostras.

Ao avaliar as análises na superfície (Figura 34 A) e a meia espessura (Figura 34 B), percebeu-se baixo gradiente de tensão residual em relação às duas regiões. Também se observou que a análise da superfície apresentou tensões compressivas de menor magnitude em relação à região central. As maiores magnitudes observadas a meia espessura possivelmente são decorrentes do processamento termomecânico do material recebido, laminação a frio, e dos efeitos da laminação à temperatura ambiente neste estudo. A localização da pressão/tensão máxima e as condições dinâmicas da laminação como, diferença de comportamento das tensões na superfície e a meia espessura do material, são variáveis; dependem da relação entre altura inicial da peça e do comprimento do arco de contato peça/cilindro (NAKAYAMA; TAKAAI; KIMURA, 1993; CETLIN, 2005). Para este estudo também são consideradas possíveis tensões introduzidas na etapa de desbaste das amostras, onde a sequência de lixas e o posterior polimento químico pode não ter sido suficiente para aliviar as tensões introduzidas na remoção de camadas. Acrescenta-se aos possíveis efeitos de laminação e de desbaste das amostras, aqueles do recozimento do material como recebido para alívio de tensões. Um estudo conduzido por Lee e Kwon (2010), analisaram a resposta de chapas de cobre eletrolítico a diversas condições de recozimento para alívio de tensões. Através de análises realizadas por DRX e por microscopia eletrônica de varredura os autores chegaram à conclusão de que existem três regiões que podem explicar a variação de tensão residual durante tratamento térmico. Diante disso, infere-se que possivelmente ocorreu baixo alívio da tensão residual nas amostras CRX devido ao crescimento aleatório de grãos recristalizados e não recristalizados. Isto descrito na abordagem gráfica da região II do trabalho de Lee (Figura 22).

A amostra com 20% de redução (CX20) nas análises da superfície (Figura 34 A) apresentou mínima introdução de tensão tratativa, cerca de 8,9 MPa. Já a meia espessura (Figura 34 B) apresentou introdução de 13,6 MPa. A introdução de tensão tratativa na amostra com 40% de redução em relação a condição anterior (CX20) foi mais significativa, tanto na superfície (25,0 MPa) quanto a meia espessura (22,9 MPa). Entretanto, este incremento não foi suficiente para alterar o estado de tensão, que permaneceu compressivo. Com a amostra laminada a 60% de redução, na superfície, também ocorreu introdução de tensão tratativa (18,4 MPa). Já a meia espessura da amostra CX60, notou-se um mínimo incremento de tensão compressiva (-4,0 MPa) em relação a amostra CX40, mas em virtude do erro relativo, pode-se inferir que a tensão residual permaneceu praticamente constante.

Com base na Figura 34 observou-se que a partir de 20% para análise a meia espessura (Figura 34 B) e 40% para análise da superfície (Figura 34 A) ocorreu baixa variação de tensão residual em laminação. Esse comportamento fica mais evidente quando se avalia em função do erro relativo. A tendência à estabilização da macrotensão residual observada (Figura 34) possivelmente ocorreu devido ao início do processo de recuperação dinâmica do cobre. Nesse fenômeno ocorrem na mesma proporção a geração e o aniquilamento de discordâncias. Como comentado na fundamentação teórica, a energia de falha de

empilhamento é um dos fatores que influenciam no estágio III, de recuperação, após deformação plástica do material (DIETER, 1981). Kobayashi, Yamasaki e Inakazu (1988), ao avaliarem tensão residual em chapas de alumínio laminadas a frio associaram ao aquecimento gerado durante a laminação e ao processo de recuperação dinâmica os menores valores de macrotensão residual. Trabalhos como os de Brandao et al. (2000) e Leis et al. (2019) observaram que o cobre apresentou recuperação dinâmica devido à deformação plástica em temperaturas ambiente (22 °C) e criogênicas (-196 °C). Diante disso, infere-se que existe a possibilidade de que a partir de 40% de redução por laminação iniciou-se o processo de recuperação do cobre.

Segundo Wang et al. (2002) a tensão residual gerada por laminação a frio não é dependente majoritariamente da deformação plástica, ela também tem forte relação e dependência da orientação da amostra (DL e DT) e do grão. Kozackek et al. (1990) analisaram tensões residuais superficiais em chapas de cobre laminadas a frio por difração de raios X e puderam observar que os planos da família 111 orientados na direção de laminação apresentaram tensão trativa e os demais planos tensão compressiva, como mencionado na fundamentação teórica (seção 2.4). A medição de tensões residuais realizada por Kozackek utilizou a metodologia de simples exposição e por esse motivo não forneceu a média da distribuição das tensões residuais no corpo assim como é feito pela metodologia de múltipla exposição. Utilizando-se da abordagem realizada por Kozackek, supõe-se que no presente estudo, após a laminação, nas amostras com 20, 40 e 60% de redução, tenha ocorrido rotação dos grãos e tendência à orientação preferencial (WANG et al., 2002), pode ter aumentado o número de grãos orientados na direção de laminação, conseqüentemente as tensões residuais trativas foram mais expressivas. Isso também leva a entender a menor magnitude de tensão residual compressiva nas amostras laminadas, nas análises da superfície e a meia espessura, pois as elevadas tensões compressivas da chapa recozida (Figura 34) foram subtraídas por tensões trativas, uma vez que essas são auto equilibradas. A partir da compreensão da influência da orientação dos grãos, após laminação, os resultados das amostras laminadas se mostraram coerentes. Assim como também apresentaram concordância com os estudos desenvolvidos por Nagashima, Tanaka e Ohtsubo (1983), Pintschovius (1992), Wronski et al. (2013) e Alves, Brandao e Paula (2019). Ao avaliarem tensões residuais induzidas por laminação a frio esses autores observaram estado de tensão compressivo.

De maneira geral, observou-se também um aumento do erro relativo com o aumento da redução por laminação e também perfil de pico mais ruidoso (Figura 35 e 36). Essa tendência pode ser consequência do complexo estado de deformação na rede devido à deformação plástica imposta ao material, assim como observado por Alves (2018). Observou-se através do software utilizado, X'Pert Stress, uma pequena correção quanto a influência da textura cristalográfica nas amostras laminadas. Isto foi observado através de um melhor ajuste gráfico da relação distância interplanar versus \sin^2 de ψ e conseqüentemente diminuição do desvio padrão.

Analisando-se o perfil do pico de difração, em função de macro e microtensões, das amostras como recebida e laminadas a frio com 20, 40 e 60% de redução (Figura 35 e Figura 36), é possível observar que ocorreu deslocamento e/ou alargamento de pico.

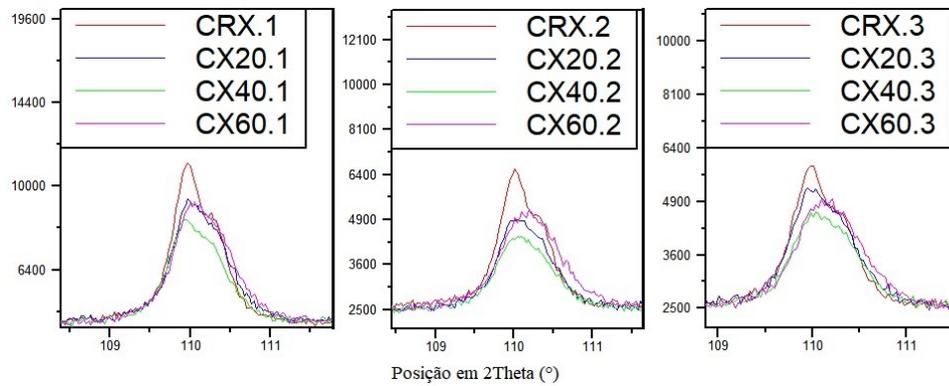


Figura 35 – Avaliação de possível deslocamento e/ou alargamento do pico de difração das amostras como recebida e laminadas, análise da superfície.

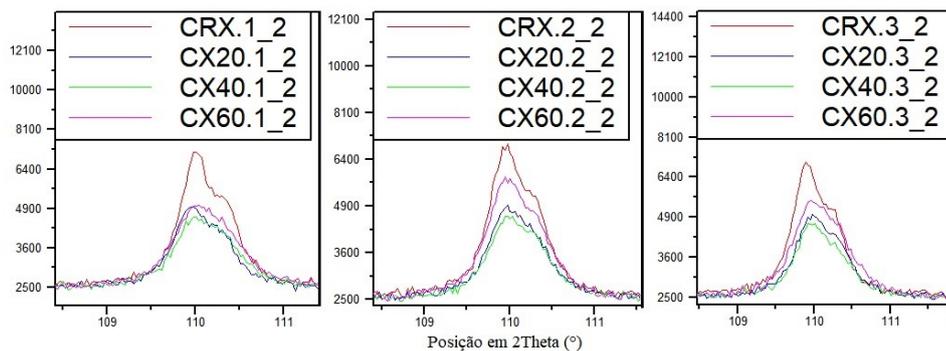


Figura 36 – Avaliação de possível deslocamento e/ou alargamento do pico de difração das amostras como recebida e laminadas, análise a meia espessura.

Através dos resultados das análises realizadas na superfície (Figura 35) e a meia espessura das amostras (Figura 36), observou-se que ocorreu mínimo deslocamento de pico para a direita das amostras laminadas em relação a amostra como recebida. Este comportamento corresponde a um estado de tensão residual compressivo, segundo Cullity (2001). Ao se realizar a média dos valores da posição 2Theta (°) apresentados nas Tabela 4.2 e 4.3 notou-se que o deslocamento foi muito pequeno entre as amostras CRX, CX20, CX40 e CX60. Na análise da superfície das amostras (Figura 35) a amostra na condição recebida (CRX) apresentou média equivalente a 109,99°. Em relação a condição recebida (CRX) a amostra com 20% de redução (CX20) apresentou diferença de deslocamento de 0,05° (110,04°). Na redução de 40% não foi observado deslocamento em relação a amostra CX20. Em 60% de redução ocorreu novamente o deslocamento para direita (110,13°) com acréscimo em relação a condição recebida de 0,14° e em relação às amostras CX20 e CX40 de 0,09°. Na análise a meia espessura (Figura 36) a média da posição 2Theta para amostra

na condição recebida (CRX) foi de $109,96^\circ$. A amostra laminada com 20% de redução (CX20) apresentou média de $109,99^\circ$, que representou um aumento de $0,03^\circ$ em relação a amostra CRX. Em 40% de redução ocorreu novamente o deslocamento de pico em cerca de $0,05^\circ$ em relação a amostra CRX e $0,02^\circ$ em relação a CX20. Esse se manteve constante em 60% de redução. A posição média para as amostras laminadas CX40 e CX60 foi a mesma, e ficou em torno de $110,01^\circ$. Supõe-se que o ínfimo deslocamento de pico para as amostras laminadas é relativo ao comportamento mecânico do cobre. Esse fato complementa a análise de tensões residuais, pois o incremento de tensão tratativa após a laminação não foi muito expressivo nas duas regiões analisadas. Tendo em vista os resultados do trabalho de ALVES (2018) para fase austenita do aço inoxidável 304L laminado a frio, em que foi evidente e expressivo o deslocamento de pico com o aumento da deformação. Em seu trabalho a relação tensão residual versus laminação a frio foi relativa a característica mecânica e microestrutural do material em virtude de fenômenos como transformação de fases, refinamento de grãos, precipitação, entre outros.

Em relação ao alargamento de pico, nas análises da superfície e a meia espessura das amostras, foi possível observar que em comparação com a amostra como recebida, os picos daquelas laminadas apresentaram alargamento conforme a deformação aumentou (Figura 35 e 36). Nos resultados da análise da superfície (Tabela 13) o FWHM médio da amostra como recebida (CRX) foi de $0,61^\circ$. A amostra laminada a 20% (CX20) apresentou FWHM médio de $0,69^\circ$, o que representou $0,08^\circ$ de aumento em comparação a amostra CRX. Em 40% de redução (CX40) observou-se um acréscimo de $0,11^\circ$ em relação à amostra CRX e $0,03^\circ$ em relação a CX20. Já na amostra laminada a 60% a média do FWHM ficou em $0,75^\circ$, indicando um aumento de $0,14^\circ$ em relação a amostra CRX, $0,06^\circ$ e $0,03^\circ$ em relação as amostras CX20 e CX40, respectivamente. Nas análises a meia espessura (Tabela 14), a amostra como recebida (CRX) apresentou largura a meia altura média de $0,59^\circ$, que aumentou para $0,68^\circ$ com a deformação de 20% (CX20), esse acréscimo foi de $0,09^\circ$. Em 40% de redução (CX40) se observou uma estabilização na largura do pico, que permaneceu a mesma que na condição anterior (CX20). Em 60% de redução o pico apresentou alargamento e exibiu média de $0,71^\circ$, representando um acréscimo de $0,12^\circ$ em relação a amostra na condição recebida CRX e $0,03^\circ$ em relação as amostras laminadas CX20 e CX40. Em todos os casos, o alargamento do pico foi mínimo.

A partir da Figura 37, de igual maneira, foi possível inferir que ocorreu baixo aumento na microtensão residual com o acréscimo do nível deformação do material, isto visto tanto na análise da superfície quanto a meia espessura.

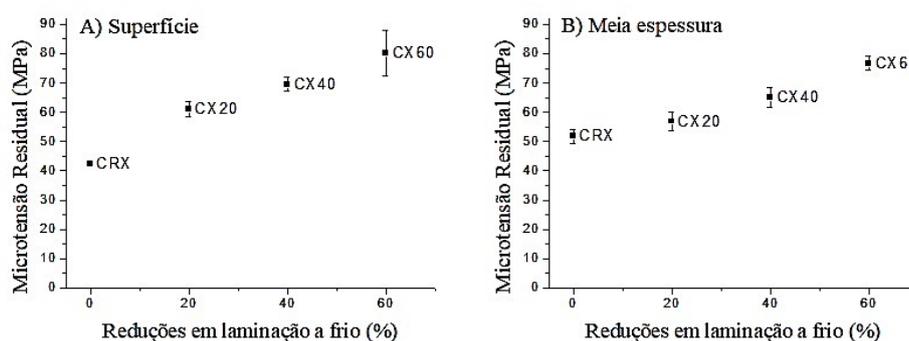


Figura 37 – Microtensão residual por DRX de análises na superfície (A) e a meia espessura (B) das amostras.

Com base na Figura 37 observou-se que na análise da superfície e a meia espessura a amostra como recebida apresentou menor microtensão residual em relação às amostras laminadas. Isto possivelmente ocorreu devido ao histórico termomecânico do material em função da distribuição não homogênea da deformação plástica em microescala, laminação a frio, e a possível relaxação de microtensões decorrente do tratamento térmico realizado. As amostras com reduções em 20, 40 e 60% apresentaram crescente evolução de microtensão residual, de acordo com incremento do nível de deformação plástica por laminação. Observou-se, que em 20% de redução a amostra (CX20) na análise da superfície (Figura 37A) apresentou expressivo acréscimo de microtensão, cerca de 18,8 MPa, em relação a amostra como recebida. Na análise a meia espessura a amostra CX20 (Figura 37B) apresentou cerca de 5,8 MPa de acréscimo em relação a amostra na condição recebida (CRX). Em sequência, as amostras com reduções de 40 e 60% (CX40 e CX60) apresentaram progressão similar para as duas regiões, de aproximadamente 8,3 e 10,7 MPa na análise da superfície (Figura 37A) e 8,2 e 11,6 MPa nas análises a meia espessura (Figura 37B), respectivamente. O fluxo plástico imposto passe por passe tende a aumentar o encruamento, a densidade de discordâncias, o grau de textura e o refinamento de grãos (LU; SUI; LU, 2001; NAZARI; HONARPISHEH; ZHAO, 2020). Estes fenômenos cooperam para a formação de microtensão residual, pois alteram parâmetros microestruturais do material como, tamanho de grão, microdeformação na rede, entre outros. SOUSA (2012a) avaliou a textura de uma chapa de cobre laminada a frio com 70% de redução e observou que a textura do tipo Brass apresentou nível 6 e a textura do tipo Cobre apresentou nível 8. Embora a deformação realizada no trabalho de Souza não tenha sido a mesma que a deste estudo, ela permite inferir que em 60% de redução por laminação a frio ocorreu intensificação da textura. A partir da sobreposição dos difratogramas também foi possível observar que a intensidade de alguns picos aumentou expressivamente com o aumento da redução por laminação. Esse fato novamente sugere a formação de orientação preferencial e a elevação do nível de textura, que é associada ao aumento de microtensão em materiais monofásicos.

Segundo Noyan e Cohen (2013), as microtensões em materiais monofásicos são consequência de diferentes níveis de deformação plástica nos grãos. Salvati e Korsunsky (2017) associaram seus resultados de microtensão a não homogeneidade de deformação, e avaliaram que grãos com maiores fatores de Schmid apresentaram maiores tensões residuais como consequência de serem mais propensos a deformar. Dessa forma, os autores perceberam que a deformação plástica pode aumentar significativamente o valor da tensão do tipo II + III, devido às características microestruturais do material. Foi mencionado por Pintschovius (1992) que materiais monofásicos apresentam baixos valores de microtensão residual. O autor sustenta a ideia, com base experimental a partir de difração de raios X e de nêutrons, de que a deformação plástica severa e a textura são as principais causas de elevadas microtensões em materiais monofásicos. Nakayama, Takaai e Kimura (1993) observaram para chapa de alumínio laminado a frio que a microtensão residual diminuiu com a redução por laminação. Os autores relataram que esse caso foi o inverso do resultado encontrado para o cobre por Hall (1949) em que a microtensão aumentou com a redução por laminação a frio, assim como observado no presente estudo. Isto reforça que os resultados de microtensão residual para o cobre estão em concordância com a literatura, mas que existe a necessidade e o cuidado de entendê-las como parte de distintos materiais que passaram por diferentes processos mecânicos e metalúrgicos.

A partir dos resultados obtidos por DRX foi possível observar que o processo de laminação à temperatura ambiente introduziu tensões residuais trativas em chapa de cobre eletrolítico. A característica monofásica do cobre permitiu melhor interpretação da influência de fenômenos decorrentes da laminação como, deformação plástica e possíveis textura e recuperação dinâmica. Observou-se que a macrotensão supostamente foi influenciada pelo processo de recuperação dinâmica do cobre em laminação à temperatura ambiente e por isso apresentou estabilização a partir de 40% de redução, o que está de acordo com os resultados de microdureza (KOBAYASHI; YAMASAKI; INAKAZU, 1988). Já a microtensão pode ter sido influenciada tanto pela deformação plástica, quanto pela textura desenvolvida para maiores deformações. Uma vez que esta apresentou crescente evolução em função do incremento das reduções em laminação, estando de acordo com análises complementares e com a literatura (HALL, 1949; PINTSCHOVIVUS, 1992).

5.2 Análise de macrotensão residual por furo cego

A quantificação de macrotensão residual por furo cego foi realizada em amostras na condição recebida e laminadas com reduções de 20, 40 e 60%, em triplicata. Os ensaios realizados apresentaram erros experimentais entre 0,3 e 0,4, que aumentaram com o aumento da redução das amostras. Esses valores são satisfatórios para as metodologias utilizadas. Os resultados das medidas em intervalos de profundidades (Tabelas 15 e 16), a partir do método de tensões não uniformes e uniformes, são apresentados na Figura 38. O

método de tensão não uniforme mede a tensão de forma incremental, enquanto o método de tensão uniforme considera a tensão constante em profundidade.

De acordo com os gráficos apresentados (Figura 38) as tensões residuais oscilaram entre trativas e compressivas após as reduções por laminação. A partir da análise do método de tensões não uniformes (Figura 38 A), observou-se que o corpo-de-prova (CP) na condição recebida apresentou valores negativos de tensão residual próximos à superfície, indicando estado compressivo, mas expressou tendência à tensão trativa com a profundidade de análise (Tabela 15). A partir da amostra com 20% de redução foi observado na Figura 38 (A) maior magnitude de tensão residual trativa em relação ao CP como recebido, que aumentou em magnitude com a profundidade. Próximo à superfície dos corpos-de-prova (CPs) com 40 e 60% de redução foi observada tensão trativa, que de maneira geral apresentou oscilações ao longo da espessura avaliada e apresentou tendência a tensão compressiva próximo a 0,810 mm. O método de tensão uniforme, como o próprio nome já diz, considera a tensão constante ao longo da espessura avaliada. Diante disso, sua análise irá se restringir a evolução das tensões residuais em relação às reduções por laminação. Observando-se os resultados do método de tensão uniforme (Figura 38 B), foi possível observar que o corpo-de-prova na condição recebida (CRF) apresentou estado de tensão compressivo em comparação aos CPs laminados com reduções de 20, 40 e 60% (Tabela 16). O CP laminado com 20% de redução (CF20) apresentou estado de tensão trativo e maior magnitude de tensão residual em relação aos CPs laminados com 40 e 60% de redução. A partir de 40% foi observada diminuição da tensão trativa, e o corpo-de-prova CF40 apresentou magnitude inferior ao CF20. Em 60% de redução por laminação a tensão residual diminuiu ainda mais, entretanto permaneceu trativa. O corpo-de-prova CF60 apresentou menor magnitude do que o CF20 e CF40.

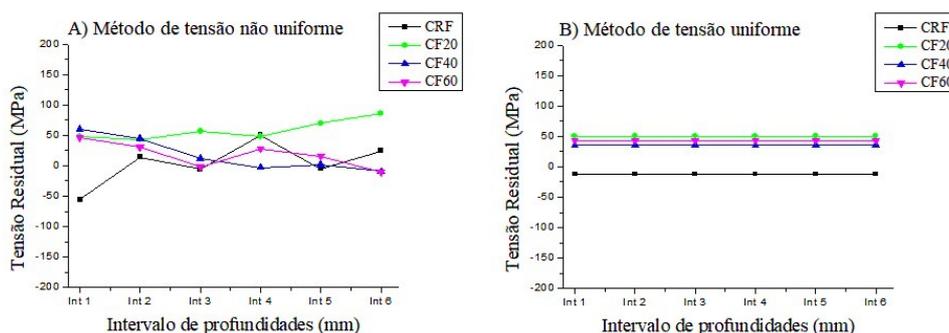


Figura 38 – Resultados comparativos da análise de tensão residual em intervalos de profundidade (Int) por furo cego, A) método de tensão não uniforme e B) método de tensão uniforme.

A partir dos resultados obtidos pelo método de tensão não uniforme e uniforme apresentados (Figura 38), observou-se que:

- O CP na condição recebida (CR) apresentou tensão residual compressiva ao menos

na superfície;

- Os CPs laminados com reduções de 20, 40 e 60% (CF20, CF40 e CF60) apresentaram magnitudes de tensão trativa similares, considerando-se o erro relativo (Tabelas 15 e 16). Supõe-se que esse resultado seja decorrente da diminuição da densidade de discordâncias causado pelo processo de recuperação dinâmica do cobre.

Nas Tabelas 15 e 16 foram observados altos valores de erro relativo, principalmente para o método de tensão não uniforme, possivelmente por esse ser mais sensível a erro. O método de tensão uniforme apresentou menores valores de erro com destaque para o corpo-de-prova CF40 onde foi observado valor menor de que 10% da medida. Fato similar ocorreu com Nobre et al. (2000), ao avaliarem tensão residual utilizando duas distintas metodologias do furo cego, perceberam que o método de tensões não uniformes apresentou maior dispersão dos valores obtidos. Ao analisar a Figura 5.5, observou-se variações entre os resultados do método de tensão não uniforme, que podem ser devido à fatores experimentais. Schajer e Altus (1996), relataram cinco fontes principais de erros técnicos que podem ocorrer nos ensaios de furo cego como, aquecimento durante a deformação, falta de precisão na medição de profundidade e diâmetro do furo, uso de constantes elásticas erradas e não alinhamento entre a roseta e o furo. Este último, segundo os autores, não influencia significativamente no valor da tensão residual.

A técnica de furo cego é uma das mais utilizadas para a quantificação de tensão residual e possui metodologia bem estabelecida. Entretanto problemas de cunho experimental como, interrupção do ensaio devido à problemas na turbina, possível instabilidade da turbina nos ensaios subsequentes, alteração da configuração do equipamento, entre outros, são passíveis de ocorrer para qualquer ensaio, o que não invalida a técnica. Diante disso, ressalta-se que a pandemia de coronavírus inviabilizou o acompanhamento do ensaio para melhor compreensão de eventuais detalhes mínimos que possibilitassem uma interpretação dos resultados mais consistente. Devido à pandemia houve atraso na execução deste ensaio, uma vez que inicialmente foi estabelecido, por questões sanitárias, o período de quarentena e subsequente isolamento social.

5.3 Comparação entre as técnicas de difração de raios X e furo cego

A relação entre as técnicas, difração de raios X e furo cego (Figura 39), foi realizada considerando-se a quantificação de tensões residuais realizadas na superfície por DRX através da metodologia de \sin^2 de psi e por furo cego através da metodologia de tensão uniforme. Diante do exposto, a comparação foi realizada entre a média dos resultados da superfície das amostras por DRX e os resultados das amostras 3 de furo cego. Pois todas

as amostras 3 atenderam ao critério de uniformidade das tensões. Com objetivo de tornar a escrita mais clara, foi utilizado o termo amostra tanto para DRX quanto para furo cego.

Como pode ser observado através dos gráficos apresentados na Figura 5.6, a quantificação de tensão residual apresentou resultados diferentes entre as técnicas utilizadas. De maneira geral, o furo cego forneceu valores em módulo mais baixos do que as medidas de DRX. A amostra na condição recebida apresentou magnitudes de tensões residuais compressivas para as duas técnicas. Por difração de raios X se observou introdução de tensão tratativa mais significativa em 40% de redução, enquanto por furo cego foi observado esse comportamento já em 20%, isto em relação à amostra como recebida. Na amostra com 60% de redução a medição por DRX apresentou introdução de tensão tratativa, entretanto essa não foi muito expressiva (Figura 39). As amostras deformadas com 60% de redução avaliadas por furo cego apresentaram significativo incremento de tensões residuais tratativas em relação a de 40% (Figura 39).

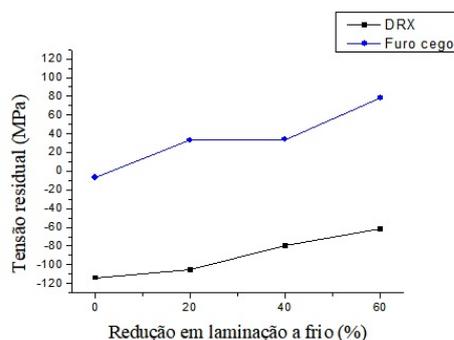


Figura 39 – Macrotensão residual obtida por DRX e furo cego.

De acordo com a Figura 39 as duas técnicas apresentaram tendências similares com a introdução de tensão tratativa após laminação. Foi observado que a diferença de valores entre as técnicas do presente estudo foi de aproximadamente: 107 MPa para a condição recebida, 138 MPa para a laminada com redução por laminação de 20%, 114 MPa para a laminada de 40% e 140 MPa para a laminada de 60%. Quanto a diferença quantitativa, de acordo com Withers e Bhadeshia (2001a), esta pode ser explicada devido à diferença de profundidade na medição alcançada pelas técnicas. Para a difração de raios X a profundidade de análise é da ordem de microns, podendo chegar a aproximadamente 10 μm , em função da fonte utilizada. Para furo cego pode chegar até 2,0 mm, no entanto trabalhos recentes sugerem medidas até 1,0 mm de profundidade, pois a partir deste valor a quantificação torna-se imprecisa (GIORGI, 2011; DÍAZ et al., 2021). Ahmed, Fitzpatrick e Faisal (2012), justificaram a diferença entre os resultados obtidos pelas duas técnicas devido à natureza da tensão medida. Bobzin et al. (2020) sugeriram que os métodos podem ser comparados quantitativamente em materiais com grãos grosseiros. Turan et al. (2019) traçaram uma relação matemática que forneceu um valor aproximado de diferença quantitativa entre os métodos para o seu trabalho, em que a DRX apresentou em módulo, o

dobro do valor de tensão residual obtido por furo cego. Somada a estes fatores, a influência do corte, que pode gerar uma redistribuição de tensões nas amostras (NORCINO, 2013).

Quando se analisa sob uma ótica da mecânica do contínuo, macroestruturalmente, é possível observar que os resultados obtidos por difração de raios X e furo cego apresentaram resultados ditos similares, com tensões residuais relativamente baixas. Isso quando comparados com tensões residuais de distintos materiais que, dependendo do tipo de carregamento aplicado, podem apresentar valores da ordem de 300 a 600 MPa, como visto no trabalho de SOUSA (2012b), apresentado na fundamentação teórica (seção 2.4).

A principal diferença entre DRX e furo cego não está tão somente no fato de uma ser destrutiva e a outra não destrutiva, mas no princípio e limitação de cada técnica e na sensibilidade de detecção de tensões. Diante disso, é compreensível que a medição de tensão residual possa não fornecer valores comparáveis entre as técnicas DRX e furo cego em virtude de vários fatores experimentais e da característica do material.

5.4 Caracterização de dureza e correlação com tensão residual

Amostras de cobre para cada condição percentual de laminação e aquela como recebida foram submetidas à caracterização de microdureza Vickers (Figura 40), com medidas realizadas na superfície e a meia espessura. As análises foram realizadas em triplicata e houve 5 medições para cada amostra. Para melhor avaliação dos resultados, correlacionou-se a média das triplicatas dos valores de microdureza Vickers com a redução por laminação.

A partir da Figura 40 observou-se que a amostra como recebida (CRD) apresentou menor microdureza tanto na superfície (Figura 40 A) quanto a meia espessura (Figura 40 B), em relação às amostras laminadas. A amostra laminada com 20% de redução (CD20) apresentou maior microdureza à meia espessura. Os incrementos de microdureza da superfície e a meia espessura dessa amostra foram de 5 e 15 HV, respectivamente. As amostras laminadas com 40 e 60% de redução não apresentaram variação de microdureza na análise da superfície, valores observados de 109 HV (Tabela 16). Já a meia espessura observou-se 113 HV para a amostra CD40 e 115 HV para amostra CD60 (Tabela 16).

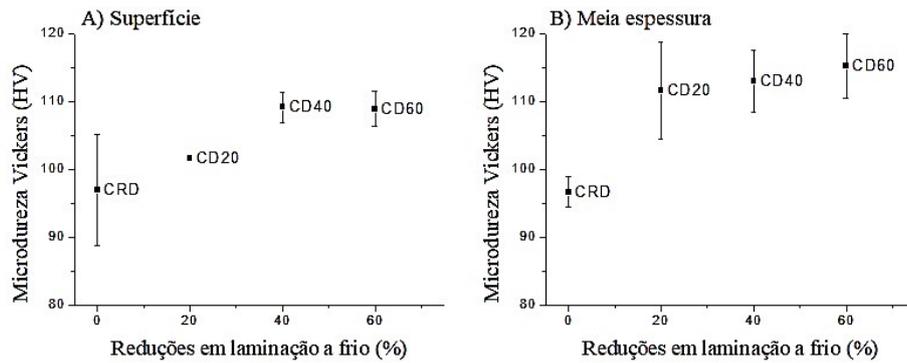


Figura 40 – Macrotensão residual obtida por DRX e furo cego.

Com base na Figura 40, percebeu-se que houve pouco incremento de dureza com o aumento da redução das amostras, tanto na análise de superfície (Figura 40 A) quanto a meia espessura (Figura 40 B). Observou-se também que o valor da microdureza a meia espessura foi relativamente maior do que na superfície. Segundo Hosford (2005), os grãos da superfície são mais espaçados do que os grãos do interior do material, ou seja, grãos de superfície têm menos restrições. A maior compactação dos grãos no interior confere a essa região maior dureza, somando a isto o efeito do encruamento na laminação. A amostra como recebida apresentou menor microdureza em relação às laminadas, tanto na superfície quanto a meia espessura.

Para as duas regiões analisadas, superfície e meia espessura, a relação entre a microdureza e a redução por laminação do cobre não foi linear. O aumento da dureza das amostras após a laminação indica alteração do encruamento durante o processo de deformação plástica. Somado a isto, a energia de falha de empilhamento do cobre que influencia na dureza do material, possivelmente propiciou o aumento da densidade de discordâncias com moderada aplicação de tensão (SOUSA et al. 2015). Para as amostras submetidas às maiores reduções de 40 e 60% não foi observada variação de microdureza nas análises da superfície e a meia espessura ocorreu baixo incremento desta. SOUSA (2012a) percebeu que a partir de 30% de redução por laminação ocorreu pouco acréscimo da dureza do cobre. Sousa, Sordi e Brandão (2018) observaram que a partir de 70% de redução por laminação à temperatura ambiente, as densidades de discordâncias praticamente não aumentaram. Os autores relacionaram esse fato a um menor encruamento devido ao início do processo de recuperação dinâmica, que se caracteriza pela concorrente geração e eliminação de discordâncias por causa da aplicação de tensões em elevadas temperaturas e/ou da aplicação de tensão por deformação plástica em materiais com significativa energia de falha de empilhamento. Esse fenômeno possivelmente está associado à estabilização da microdureza.

De maneira geral, observou-se baixo erro relativo mesmo em função do aumento da redução por laminação. Isso pode ter ocorrido devido a dimensão da área analisada.

Embora a amostra apresentasse dimensões de 33 x 30 mm a região analisada correspondeu aproximadamente $\frac{1}{4}$ dessa.

Com o objetivo de observar a relação entre microdureza e tensão residual foi plotado um gráfico entre essas duas propriedades (Figura 41). Os resultados utilizados foram de microdureza Vickers versus macrotensão por DRX, amostras em triplicatas.

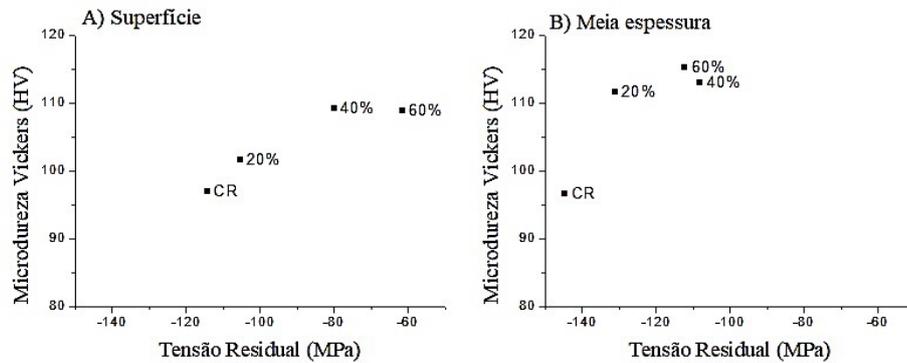


Figura 41 – Correlação entre microdureza Vickers e macrotensão residual por DRX, análises (A) superfície e (B) meia espessura das amostras.

A partir da análise da Figura 41, notou-se a não linearidade da correlação de microdureza e macrotensão residual para as duas regiões analisadas. Observou-se aumento da microdureza com a diminuição da magnitude de tensões residuais compressivas nas análises de superfície e a meia espessura. Segundo Lee e Kwon (2003), a alteração da dureza em função da tensão residual elástica, no seu estudo, foi mínima em relação à amostra sem tensões residuais. Como também observado na Figura 41, ocorreu baixo incremento de dureza nas amostras laminadas em relação a condição recebida. A amostra na condição recebida apresentou menor dureza e maior magnitude de tensão residual compressiva nas regiões analisadas. Em 20% de redução, na análise da superfície (Figura 41 A), notou-se menor incremento de dureza em relação a meia espessura (Figura 41 B). Já as amostras laminadas com 40 e 60% de redução apresentaram valores que variaram muito pouco tanto de microdureza quanto de tensão residual para as duas regiões analisadas. Diante dos resultados apresentados na Figura 41, infere-se que é difícil afirmar que existe uma correlação direta entre tensão residual e dureza.

6 CONCLUSÃO

Com base no que foi experimentalmente estudado nesta pesquisa, infere-se que:

- A macrotensão por DRX apresentou tensões residuais compressivas que diminuíram com o aumento da redução por laminação à temperatura ambiente para a superfície e para a meia espessura;
- A análise do perfil de pico se mostrou coerente com o processo de deformação à temperatura ambiente e permitiu o cálculo da macro e microtensão residual;
- As análises de macrotensão residual da superfície e a meia espessura apresentaram pouca diferença de magnitude das tensões residuais compressivas;
- A microtensão residual mostrou-se trativa e aumentou com o nível de redução por laminação, apresentando relação direta com o processo de deformação plástica;
- A técnica de furo cego utilizando o método de tensão não uniforme apresentou limitação para medição de tensão residual mostrando elevada dispersão dos resultados. A utilização do método de tensão uniforme se mostrou mais apropriado para o cobre;
- As técnicas de DRX e furo cego apresentaram tendências qualitativas similares após laminação à temperatura ambiente, com o aumento de tensão trativa na superfície das amostras com a redução;
- A microdureza aumentou após laminação e mostrou tendência à estabilidade a partir da deformação de 40%, o que aponta para uma recuperação dinâmica;
- A correlação entre microdureza e macrotensão residual mostrou que a partir de 40% de redução em laminação não houve incremento significativo entre estas, provavelmente devido ao processo inicial de recuperação dinâmica.

7 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar a quantificação de tensões residuais através das técnicas difração de raios X, furo cego e ultrassom em latão, cobre e alumínio;
- Estimar a energia de falha de empilhamento destes materiais e correlacionar com as tensões residuais;
- Realizar corte a meia espessura de amostras por eletroerosão para análises de tensão residual;
- Realizar caracterização microestrutural via microscopia eletrônica de varredura.

REFERÊNCIAS

- AHMED, R.; FITZPATRICK, M.; FAISAL, N. A comparison of neutron diffraction and hole-drilling residual strain measurements in thermally sprayed coatings. *Surface and Coatings Technology*, Elsevier, v. 206, n. 19-20, p. 4180–4185, 2012.
- ALMEN, J. O.; BLACK, P. H. *Residual stresses and fatigue in metals*. [S.l.]: McGraw-Hill, 1963.
- ALVES, J. M. *Análise da transformação martensítica e tensão residual em um aço inoxidável 304L*. Tese (Doutorado) — Dissertação (Mestre em Ciência dos Materiais), 2014.
- ALVES, J. M. *Quantificação de fase e tensão residual em aço TRIP após deformação por laminação e tração*. Tese (Doutorado) — Ciência dos Materiais, 2018.
- ALVES, J. M.; BRANDAO, L. P.; PAULA, A. d. S. Determination of phases and residual stresses after martensitic transformation induced by rolling in 304l stainless steel. *Matéria (Rio de Janeiro)*, SciELO Brasil, v. 24, n. 3, 2019.
- ASTM E837: Standard test method for determining residual stresses by the hole-drilling strain-gage method. West Conshohocken, 2020.
- BARBOSA, C. Metais não ferrosos e suas ligas: microestrutura, propriedades e aplicações. *Rio de Janeiro: E-papers*, 2014.
- BOBZIN, K.; WIETHEGER, W.; KNOCH, M.; SCHACHT, A.; REISGEN, U.; SHARMA, R.; OSTER, L. Comparison of residual stress measurements conducted by x-ray stress analysis and incremental hole drilling method. *Journal of Thermal Spray Technology*, Springer, v. 29, p. 1218–1228, 2020.
- BRANDAO, L.; HAN, K.; EMBURY, J.; WALSH, R.; TOPLOSKY, V.; VANSCIVER, S. Development of high strength pure copper wires by cryogenic deformation for magnet applications. *IEEE transactions on applied superconductivity*, IEEE, v. 10, n. 1, p. 1284–1287, 2000.
- CALLISTER, R. *Ciência e engenharia de materiais - uma introdução*. 9. ed. Rio de Janeiro, 2016. Acesso em: 2016.
- CETLIN, H. *Fundamentos da conformação mecânica dos metais*. 1. ed. São Paulo, 2005. Acesso em: 2005.
- CULLITY, B. D. *Elements of X-ray Diffraction*. [S.l.]: Addison-Wesley Publishing, 2001.
- DÍAZ, A.; CUESTA, I.; ALEGRE, J.; JESUS, A. de; MANSO, J. Residual stresses in cold-formed steel members: Review of measurement methods and numerical modelling. *Thin-Walled Structures*, Elsevier, v. 159, p. 107335, 2021.
- DIETER, G. E. *Metalurgia mecânica*. 2ª edição. Editora Guanabara Dois, 1981.

- DONG, P.; SONG, S.; ZHANG, J. Analysis of residual stress relief mechanisms in post-weld heat treatment. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Elsevier, v. 122, p. 6–14, 2014.
- FITZPATRICK, M. E.; FRY, A. T.; HOLDWAY, P.; KANDIL, F.; SHACKLETON, J.; SUOMINEN, L. Determination of residual stresses by x-ray diffraction. 2005.
- GIORGI, M. D. Residual stress evolution in cold-rolled steels. *International Journal of Fatigue*, Elsevier, v. 33, n. 3, p. 507–512, 2011.
- GRIFFITHS, B. *Manufacturing surface technology: surface integrity and functional performance*. [S.l.]: Elsevier, 2001.
- GUIMARAES, L. R. Estudo de parametros experimentais envolvidos na determinacao de macrotensoes residuais, em tubos de aco inoxidavel, metodo da difracao de raios-x. 1990.
- HALL, W. X- ray line broade in metafile. *Prec. Phy8. Sec., A*, p. 741–743, 1949.
- HAUK, V. Structural and residual stress analysis by nondestructive methods: Evaluation-application-assessment. Elsevier, 1997.
- HOSFORD, W. F. *Mechanical Behavior of Materials*. [S.l.]: Cambridge University Press, 2005.
- JAMAATI, R. Unexpected cube texture in cold rolling of copper. *Materials Letters*, Elsevier, v. 202, p. 111–115, 2017.
- JIANG, G.; HAIYANG, F.; BO, P.; RENKE, K. Recent progress of residual stress measurement methods: A review. *Chinese Journal of Aeronautics*, Elsevier, 2019.
- JIANG, J.; BRITTON, T. B.; WILKINSON, A. J. Mapping type iii intragranular residual stress distributions in deformed copper polycrystals. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 61, n. 15, p. 5895–5904, 2013.
- KOBAYASHI, N.; YAMASAKI, Y.; INAKAZU, N. Effect of cold rolling on corrosion rate of aluminum in alkaline solution. *Nippon Kinzoku Gakkaishi*, v. 52, n. 10, p. 989–994, 1988.
- KONEČNÁ, R.; FINTOVÁ, S. Copper and copper alloys: casting, classification and characteristic microstructures. *Copp. Alloy.-Early Appl. Curr. Perform.-Enhancing Process*, p. 3–30, 2012.
- KOSTOV, V. Untersuchungen zur zeitaufgelösten spannungsentwicklung und eigenspannungsentstehung beim laserstrahlstandhärten am beispiel des stahls 42crmo4. 2014.
- KOZACZEK, K. J.; RUUD, C. O.; CONWAY, J. C.; YU, C.-J. Characterizing the deformation of cold-rolled copper sheet. *JOM*, Springer, v. 42, n. 5, p. 35–38, 1990.
- LEE, H. S.; KWON, H. C. Effectiveness of residual stress on forming copper patterns of printed circuit board. In: TRANS TECH PUBL. *Materials Science Forum*. [S.l.], 2010. v. 654, p. 2716–2719.
- LEE, Y.-H.; KWON, D. Measurement of residual-stress effect by nanoindentation on elastically strained (100) w. *Scripta Materialia*, Elsevier, v. 49, n. 5, p. 459–465, 2003.

- LEIS, M. P. P.; CARVALHO, S. S. de; SOUSA, T. G.; SANTANA, S. I. V. de; BRANDA, L. P. Comparative study by tem, ebsd and microhardness of the microstructure of copper wiredrawn at 77 k and 295 k. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, ABM- Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, v. 16, n. 2, p. 279–283, 2019.
- LU, L.; SUI, M.; LU, K. Cold rolling of bulk nanocrystalline copper. *Acta materialia*, Elsevier, v. 49, n. 19, p. 4127–4134, 2001.
- MACHERAUCH, E. *Introduction to residual stress, Advances in surface treatments: 4. Residual stresses*. [S.l.]: Pergamon Oxford, 1987.
- MANDIGO F.; CRANE, J. *Forming of Copper and Copper Alloys*. [S.l.]: ASM International, 1987.
- MANSUR, T. R.; FILHO, N. d. N. A.; GOMES, P. d. T. V.; RABELLO, E. G.; SILVA, L. L. d.; SCORALICK, G. A.; SANTOS, M. C. d. V.; BRACARENSE, A. Q. Estudo das tensões residuais em juntas soldadas de materiais dissimilares e determinação dos limites de resistência à fadiga dos metais de base. *Soldagem & Inspeção*, SciELO Brasil, v. 16, n. 3, p. 274–284, 2011.
- MEHNER, T.; BAUER, A.; HÄRTEL, S.; AWISZUS, B.; LAMPKE, T. Residual-stress evolution of cold-rolled dc04 steel sheets for different initial stress states. *Finite Elements in Analysis and Design*, Elsevier, v. 144, p. 76–83, 2018.
- NAGASHIMA, S.-i.; TANAKA, N.; OHTSUBO, T. A study of plastic flow and residual stress distribution caused by rolling contact. *Advances in X-ray Analysis*, Cambridge University Press, v. 27, p. 207–212, 1983.
- NAKAYAMA, Y.; TAKAAI, T.; KIMURA, S. Evaluation of surface residual stresses in cold-rolled 5083 aluminum alloy by x-ray method. *Materials Transactions, JIM*, The Japan Institute of Metals, v. 34, n. 6, p. 496–503, 1993.
- NAZARI, F.; HONARPISHEH, M.; ZHAO, H. Effect of stress relief annealing on microstructure, mechanical properties, and residual stress of a copper sheet in the constrained groove pressing process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Springer, v. 102, n. 9, p. 4361–4370, 2019.
- NAZARI, F.; HONARPISHEH, M.; ZHAO, H. The effect of microstructure parameters on the residual stresses in the ultrafine-grained sheets. *Micron*, Elsevier, v. 132, p. 102843, 2020.
- NOBRE, J.; KORNMEIER, M.; DIAS, A.; SCHOLTES, B. Use of the hole-drilling method for measuring residual stresses in highly stressed shot-peened surfaces. *Experimental mechanics*, Springer, v. 40, n. 3, p. 289–297, 2000.
- NOLZE, G. Powdercell: A mixture between crystal structure visualizer, simulation and refinement tool. *Powder diffraction: proceedings of the II International School on Powder Diffraction, Kolkata, India*, 2002.
- NORCINO, A. *Uma contribuição ao estudo das tensões residuais no fresamento. 2013. 99 f.* Tese (Doutorado) — Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica Materiais e Processos de . . . , 2013.

- NOYAN, I. C.; COHEN, J. B. *Residual stress: measurement by diffraction and interpretation*. [S.l.]: Springer, 2013.
- PHAM, C. H.; RASMUSSEN, K. J. et al. Mechanical properties and residual stresses in cold-rolled aluminium channel sections. *Engineering Structures*, Elsevier, v. 199, p. 109562, 2019.
- PINTSCHOVIOUS, L. Macro stresses, micro stresses and stress tensors. In: *Measurement of residual and applied stress using neutron diffraction*. [S.l.]: Springer, 1992. p. 115–130.
- POLAN, N. *Corrosion of Copper and Copper Alloys*. [S.l.]: ASM International, 1987.
- PREVEY, P. S. et al. X-ray diffraction residual stress techniques. *ASM International, ASM Handbook.*, v. 10, p. 380–392, 1986.
- RENDLER, N.; VIGNESS, I. Hole-drilling strain-gage method of measuring residual stresses. *Experimental mechanics*, Springer, v. 6, n. 12, p. 577–586, 1966.
- RODRIGUES, L. D. *Medição de Tensões Residuais em Tubos Visando a Determinação de Esforços em Dutos Enterrados*. Tese (Doutorado) — PUC-Rio, 2007.
- RUI, D.; LI, X.; JIA, W.; LI, W.; XIAO, W.; GUI, T. Releasing kinetics of dissolved copper and antifouling mechanism of cold sprayed copper composite coatings for submarine screen doors of ships. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, v. 763, p. 525–537, 2018.
- SALVATI, E.; KORSUNSKY, A. An analysis of macro-and micro-scale residual stresses of type i, ii and iii using fib-dic micro-ring-core milling and crystal plasticity fe modelling. *International Journal of Plasticity*, Elsevier, v. 98, p. 123–138, 2017.
- SCHAJER, G. Application of finite element calculations to residual stress measurements. 1981.
- SCHAJER, G.; ALTUS, E. Stress calculation error analysis for incremental hole-drilling residual stress measurements. 1996.
- SCHNEIDER, E. Ultrasonic evaluation of stress in the rims of railroad wheels. In: *Proc. 7th European Conference on Non-destructive Testing, Copenhagen*. [S.l.: s.n.], 1998. p. 1972–1979.
- SEDGWICK, P. Confidence intervals: predicting uncertainty. *Bmj*, British Medical Journal Publishing Group, v. 344, 2012.
- SIDOR, J. J.; KESTENS, L. A. Analytical description of rolling textures in face-centred-cubic metals. *Scripta Materialia*, Elsevier, v. 68, n. 5, p. 273–276, 2013.
- SOARES, a. *Avaliação dos efeitos da plasticidade na medição de tensões residuais pela técnica de furo cego*. Tese (Doutorado) — PUC-Rio, 2003.
- SOUSA, D. d. *Determinação de tensões residuais em materiais metálicos por meio de ensaio de dureza. 2012. 140 f.* Tese (Doutorado) — Dissertação (Mestrado em Materiais e processos de Fabricação)—Curso de . . . , 2012.
- SOUSA, T. G. D. Avaliação de densidade de discordâncias em cobre e latão α deformados por análise de largura de pico de drx. Instituto Militar de Engenharia Dissertação, Rio de Janeiro, 2012.

- SOUSA, T. G. d.; SORDI, V. L.; BRANDÃO, L. P. Dislocation density and texture in copper deformed by cold rolling and ecap. *Materials Research*, SciELO Brasil, v. 21, n. 1, 2018.
- STASZEWSKI, M.; RDZAWSKI, Z.; WRONA, A. Residual stresses in the strips from copper-based alloys. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, v. 25, n. 2, p. 35–38, 2007.
- TARAN, Y. V.; BALAGUROV, A.; SHEVEREV, S.; SCHREIBER, J.; BOMAS, H.; KORSUNSKY, A. *Investigation of in-plane biaxial low cycle fatigued austenitic stainless steel AISI 321. II. Neutron diffraction stress analysis at the IBR-2 pulsed nuclear reactor*. [S.l.], 2007.
- TN, T. N. Measurement of residual stresses by the hole-drilling* strain gage method. Vishay Measurement Group, 2010.
- TURAN, M. E.; AYDIN, F.; SUN, Y.; CETIN, M. Residual stress measurement by strain gauge and x-ray diffraction method in different shaped rails. *Engineering Failure Analysis*, Elsevier, v. 96, p. 525–529, 2019.
- TYLER D. E.; BLACK, W. T. *Introduction to Copper and Copper Alloys*. [S.l.]: ASM International, 1987.
- VOORT, G. F. V. *Metallography, principles and practice*. [S.l.]: ASM international, 1984.
- WALKER, D. Residual stress measurement techniques. *Advanced materials & processes*, v. 159, n. 8, p. 30–33, 2001.
- WANG, F.; MAO, K.; LI, B. Prediction of residual stress fields from surface stress measurements. *International Journal of Mechanical Sciences*, Elsevier, v. 140, p. 68–82, 2018.
- WANG, Y.; PENG, R. L.; MCGREEVY, R. High anisotropy of orientation dependent residual stress in austenite of cold rolled stainless steel. *Scripta materialia*, Uppsala Univ., Nykoeping (SE), v. 41, n. 9, 1999.
- WANG, Y.; PENG, R. L.; WANG, X.-L.; MCGREEVY, R. Grain-orientation-dependent residual stress and the effect of annealing in cold-rolled stainless steel. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 50, n. 7, p. 1717–1734, 2002.
- WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. Residual stress. part 1-measurement techniques. *Materials science and Technology*, Taylor & Francis, v. 17, n. 4, p. 355–365, 2001.
- WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. Residual stress. part 2-measurement techniques. *Materials science and Technology*, Taylor & Francis, v. 17, n. 4, p. 355–365, 2001.
- WRONSKI, S.; WROBEL, M.; BACZMANSKI, A.; WIERZBANOWSKI, K. Effects of cross-rolling on residual stress, texture and plastic anisotropy in fcc and bcc metals. *Materials characterization*, Elsevier, v. 77, p. 116–126, 2013.
- ZHENG, B.; SHU, G.; JIANG, Q. Experimental study on residual stresses in cold rolled austenitic stainless steel hollow sections. *Journal of Constructional Steel Research*, Elsevier, v. 152, p. 94–104, 2019.