UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALURGICA E DE MATERIAIS

CAIO RODRIGUES DE SOUSA

INFLUÊNCIA DA SEQUÊNCIA DE REDUÇÃO, RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO NA TEXTURA DE DEFORMAÇÃO DE TIRAS DE COBRE LAMINADAS A FRIO

São Paulo 2020

CAIO RODRIGUES DE SOUSA

INFLUÊNCIA DA SEQUÊNCIA DE REDUÇÃO, RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO NA TEXTURA DE DEFORMAÇÃO DE TIRAS DE COBRE LAMINADAS A FRIO

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para a obtenção do título de Mestre em Engenharia

Área de concentração: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Eduardo Monlevade

São Paulo 2020

FICHA CATALOGRAFICA

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação a versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.				
São Paulo, 23 de outubro de	2020.			
Assinatura do autor:				
Assinatura do orientador:	Ebort Fronce h Maybroch			

(Departamento Técnico do Sistema Integrado de Bibliotecas da USP)

Sousa, Caio Rodrigues

Influência da sequência de redução, recuperação e recristalização na textura de deformação de trias de cobre laminadas a frio. / Caio Rodrigues de Sousa – São Paulo, 2020.

109 p.

Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Textura. 2.Cobre. 3.FDOC. 4.Laminação. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de

NOTA EXPLICATIVA

O título correto deste trabalho deveria ser "INFLUÊNCIA DA SEQUÊNCIA DE REDUÇÃO NA TEXTURA DE DEFORMAÇÃO E DE RECRISTALIZAÇÃO DE TIRAS DE COBRE LAMINADAS A FRIO".

Porém, nos dias que antecederam o depósito deste texto junto ao Setor de Pós-Graduação da Escola Politécnica, foi feita uma intensa revisão da dissertação, com a alteração do título sendo feita nos dias finais. Infelizmente, na correria de ajuntar os documentos para depósito, o título foi copiado para os formulários a partir de uma versão anterior, sem a correção. Ao pedir a mudança, fomos informados que esta não poderia ser feita após o depósito. Assim, achamos por bem redigir essa nota explicativa a ser inserida antes dos elementos pré-textuais, de modo a deixar claro ao leitor qual é o título original pretendido.

Caio Rodrigues de Sousa

Prof. Dr. Eduardo Franco de Monlevade

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Eduardo Monlevade pela atenção e apoio durante o processo de elaboração do trabalho.

Ao Prof. Dr. Marcos Domingos Xavier pela ajuda e incentivo constante para a realização do programa de mestrado.

Ao técnico laboratorial Daniel Luiz Rodrigues Júnior pela atenção e dicas na preparação das amostras analisadas pela técnica de EBSD.

Ao Prof. Dr. Nelson Batista de Lima pela ajuda nas análises de difração de raios-x.

"Por não fazer questão é que vai conseguir" FORFUN

RESUMO

Atualmente, a influência da textura nas propriedades de materiais metálicos é amplamente reconhecida. A orientação preferencial dos grãos em agregados policristalinos resulta em anisotropia das propriedades mecânicas. O grau desejado ou ausência de anisotropia depende de parâmetros particulares de nucleação, crescimento ou transformação, o que faz com que qualquer processo empregado subsequentemente leve em consideração tais fatores.

O tipo de textura desejada em estampagens profundas, por exemplo, é bastante diferente daquela necessária para estampagens simples, fato esse que leva ao monitoramento da textura e torna o assunto extremamente interessante para fabricantes e pesquisadores.

Neste trabalho, tiras de cobre comercialmente puro possuindo basicamente textura cubica foram submetidas ao processo de laminação a frio, onde tiveram sua espessura reduzida em cerca de 80%. Cada amostra sofreu diferentes reduções em sua sequência de passes, porém, todas foram reduzidas a uma mesma espessura final. Seu estudo foi feito através das técnicas de difração de raios-x e difração por retroespalhamento de elétrons com o auxílio de figuras de distribuição de orientações cristalinas (FDOC) e a microscopia de imagem de orientação (OIM).

Reduções realizadas com passes "intermediários" foram aquelas que tornaram a textura mais intensa. A amostra que não sofreu deformação ou a que sofreu um maior número de passes não tiveram grandes diferenças de texturização, o que mostra que a sequência de redução altera a textura final, mas não obedece uma correspondência direta entre número de passes x intensidade de textura. A textura encontrada na superfície e na meia-espessura do material também foi analisada e, entre a superfície e o interior do material, foi notada a diferença entre intensidades das texturas, porém não ocorrendo a formação de novas componentes. O trabalho também avaliou a diferença causada pela utilização das técnicas de EBSD e DRX para a coleta dos dados sobre textura, o que mostrou uma grande diferença entre os resultados que cada técnica coletou.

Outro aspecto a que as amostras se submeteram foram os tratamentos térmicos de recuperação e recristalização. Algumas componentes permaneceram presentes no material mesmo após a recristalização e outras ainda se destacaram com maior intensidade sobre as demais. Esses fenômenos são atribuídos respectivamente à nucleação e crescimento orientado.

Propriedades mecânicas como dureza, escoamento e tensão de resistência foram elevadas após a laminação, porém, pouca diferença correu entre os diferentes números de passes que cada amostra sofreu.

ABSTRACT

Currently, the influence of texture on the properties of metallic materials is widely recognized. The preferential orientation of the grains in polycrystalline aggregates results in anisotropy of the mechanical properties. The desired degree or absence of anisotropy depends on particular parameters of nucleation, growth or transformation, which means that any process subsequently employed takes these factors into account.

The type of texture desired in deep stamping, for example, is quite different from that required for simple stamping, a fact that leads to texture monitoring and makes the subject extremely interesting for manufacturers and researchers.

In this work, strips of commercially pure copper having basically cubic texture were subjected to the cold rolling process, where their thickness was reduced by about 80%. Each sample suffered different reductions in its sequence of passes, however, all were reduced to the same final thickness. Its study was made using the techniques of x-ray diffraction and electron backscattering diffraction with the aid of crystalline orientation distribution figures (FDOC) and orientation image microscopy (OIM).

Reductions made with "intermediate" passes were those that made the texture more intense. The sample that did not undergo deformation or the one that suffered a greater number of passes did not have large differences in texturing, which shows that the reduction sequence changes the final texture, but does not obey a direct correspondence between number of passes x texture intensity. The texture found on the material's surface and half-thickness was also analyzed and, between the surface and the interior of the material, the difference between textural intensities was noted, but no new components were formed. The work also evaluated the difference caused by the use of EBSD and XRD techniques for the collection of data on texture, which showed a great difference between the results that each technique collected.

Another aspect to which the samples were submitted was the heat treatments of recovery and recrystallization. Some components remained present in the material even after recrystallization and others still stood out with greater intensity over the others. These phenomena are attributed respectively to nucleation and guided growth.

Mechanical properties such as hardness, flow and resistance stress were high after lamination, however, little difference was found between the different number of passes that each sample underwent.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Diferenças entre minérios de cobre. Malaquita a esquerda e minério de cobre praticamente puro a
direita ⁽⁸⁾
Figura 2 - Reservas e estados ⁽⁴⁾
Figura 3 – Consumo ⁽⁹⁾
Figura 4 - Laminador duo (A), laminador duo reversível (B), laminador trio (C), laminador quádruo. Adaptado
(14)9
Figura 5 - Cilindro quaduo com desenroladeira e enroladeira ^{(15).} 11
Figura 6 - Variação das propriedades mecânicas em função da deformação a frio. Adaptado ^{(16).}
Figura 7 - Desenho esquemático de microestrutura no estado encruado em amostras após: a) deformações
intermediarias (ε = 0,06 – 0,80) e b) grandes deformações (ε>1). Essa representação mostra a evolução
microestrutural de metais cúbicos de medias e altas EFE. ⁽¹⁹⁾ 14
Figura 8 - Distribuição aleatória dos cristais. Adaptado ⁽²¹⁾
Figura 9 - Chapa de cobre exemplificando como uma de suas células unitárias pode estar direcionada em
relação a superfície. Imagem do autor18
Figura 10 - Efeito da anisotropia na curva tensão-deformação de acordo com a posição em que a amostra é
retirada da chapa laminada (DL = direção da laminação; DN = direção normal ao plano de laminação; DT =
direção transversal a laminação). Adaptado ⁽²¹⁾ 19
Figura 11 - Variação das propriedades mecânicas em função da direção de extração do corpo-de-prova.
Adaptado ⁽²¹⁾
Figura 12 - Tipos de estudo da textura. Adaptado ⁽³²⁾
Figura 13 - (A) Textura (ou componente) {001} <110> em chapa; (B) textura de fibra {hkl} <100> em fio.
Adaptado ⁽³³⁾
Figura 14 - Esquema de funcionamento de um EBSD ⁽³⁸⁾ . Um feixe de luz atinge a amostra refletindo o padrão de
Kikuchi em um detector do EBSD. As imagens são analisadas pelo computador e geram resultados como: mapas
de orientação, mapas de distribuição de fases e FDOC's
Figura 15 - Imagem da tela fosforescente mostrando (A) o background (com feixe desfocado), (B) o padrão de
linhas de Kikuchi como foi adquirido e (C) efeito de correção (subtração do background). Adaptado ⁽³⁹⁾
Figura 16 - Indexação das linhas de Kikuchi. A) sem indexação dos planos cristalinos; B) com indexação ⁽³⁸⁾ 27
Figura 17 - Passo-a-passo da formação de uma figura de polos. A projeção estereográfica é gerada com o
auxílio dos eixos DL. DT e TD levando em consideração o sistema de referência do cristal e da amostra.
Adaptado ⁽¹⁰⁾
Figura 18 - Mapa de orientação de grãos para aço 2%Si, laminado 12,9% a frio, nas condições: laminada e
tratada termicamente por 5 minutos, por 10 minutos e por 15 minutos. À baixo, a escala de cores apresenta as
orientações dos grãos. Adaptado ⁽⁴¹⁾
Figura 19 - A) Representação esquemática de uma varredura de EBSD apresentada por uma OIM, B) FDOC
correspondente e C) figura de pólo correspondente ⁽⁴³⁾

Figura 20 - Formação da FDOC através do espaço de Euler. Adaptado ⁽¹⁰⁾
Figura 21 - A) "Caminho" das fibras α e β no espaço de Euler em um material CFC. B) Localização de algumas
componentes mais comuns no "caminho" das fibras α e β. ^(11,38)
Figura 22 - Exemplo de FDOC com ilustração em 3D. Com o auxílio da figura em 3D é possível ter uma melhor
percepção de onde as componentes Bs (Latão), Cu e S se encontram no espaço de Euller ⁽⁴⁵⁾
Figura 23 - Espaço de Euller, figura de polo e representação esquemática de uma amostra "sem" e com textura.
Imagem do autor
Figura 24 - Exemplo de ábacos utilizados na identificação de orientações. Na sequência: ϕ_2 = 0°, ϕ_2 = 45° e ϕ_2 =
90° ⁽⁴²⁾
Figura 25 - Ilustração das orientações cristalográficas mais comuns. Imagem do autor
Figura 26 - Diferença entre tipos de polimento; figura A – polimento eletrolítico; figura B – Polimento mecânico,
ambas em uma amostra de cobre puro. Imagem do autor35
Figura 27 - As linhas horizontais representam planos atômicos de distância interplanar, cujos átomos são
centros espalhadores de radiação incidente ⁽⁵³⁾
Figura 28 - Fluxograma da sequência de trabalho. Cada etapa está identificada com as amostras que foram
manejadas
Figura 29 - Cortes feitos na chapa de cobre para a confecção das amostras
Figura 30 - Tiras cortadas da chapa original. Todas possuem um tamanho aproximado de 100mm x 30mm 43
Figura 31 - Impressão ensaio microdureza Vickers
Figura 32 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração de acordo com a norma NBR 6892
Figura 33 - Amostras embutidas em baquelite. Cada embutimento possui dimensões em torno de 10mmX
20mm. No exemplo, 3 amostras foram embutidas em um único baquelite. Marcações foram feitas nas amostras
para identificar o sentido de laminação e o número de passes que cada uma sofreu
Figura 34 - Esquema de preparação das amostras embutidas. Para a análise na superfície, o procedimento foi o
tradicionalmente utilizado, já para a análise em meia-espessura, lixou-se a amostra embutida
Figura 35 - Esquema mostrando a preparação das amostras com duas finalidades diferentes
Figura 36 - Laminador Eletrauri
Figura 37 - Equipamento de EBSD com amostra de cobre
Figura 38 - Difratometro de raios-x RIGAKU ⁽⁵⁴⁾
Figura 39 - Cobre comercialmente puro com 0% de deformação. Espessura de 2,5 mm, não contendo outra fase
além do cobre (Ataque: Nital 30%)
Figura 40 - Cobre comercialmente puro com 0% de deformação. Espessura de 2,5 mm, não contendo outra fase
além do cobre (Ataque: Nital 30%)
Figura 41 - Cobre comercialmente puro com 0% de deformação. Espessura de 2,5 mm. É possível perceber
pontos pretos causados pela oxidação. (Ataque: Nital 30%)51
Figura 42 - Amostra AM01, laminação em 5 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%)52
Figura 43 - Amostra AM01, laminação em 5 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%)53
Figura 44 - Amostra AM01, laminação em 5 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%)53

Figura 45 - Amostra AM02 , laminação em 8 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%)	54
Figura 46 - Amostra AM02 , laminação em 8 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%)	55
Figura 47 - Amostra AM02 , laminação em 8 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%)	56
Figura 48 - Amostra AM03, laminação em 11 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%)	57
Figura 49 - Amostra AM03, laminação em 11 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%)	57
Figura 50 - Amostra AM03, laminação em 11 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%)	58
Figura 51 - Microdureza vickers HV0,1	60
Figura 52 - Principais propriedades mecânicas.	60
Figura 53 - Aumento percentual das propriedades mecânicas	61
Figura 54 - Micrografias por imagem de orientação (OIM). Figura A = AM01, figura B = AM02 e figura C = A	M03
Figura 55 - FDOC. Figura A = AM01, figura B = AM02, figura C = AM03 e figura D AM00	62 63
Figura 56 - Comparativo entre FDOC's em cortes 45°, 60° e 90°	64
Figura 57 - Regiões de componentes em ϕ_2 = 45°, ϕ_2 = 60° e ϕ_2 = 90° - Cobre, S, Latão, Cubo, Cubo rodado e	2
Goss, respectivamente ⁽⁴²⁾ .	65
Figura 58 - FDOC's e coordenadas com o corte em ϕ_2 = 45°.	65
Figura 59 - FDOC's e coordenadas com o corte em ϕ 2 = 60°	67
Figura 60 - FDOC's e coordenadas com o corte em ϕ 2 = 90°	68
Figura 61 - Evolução da textura por componente notável	69
Figura 62 - Comparativo de todas as componentes notáveis	70
Figura 63 - Cortes notáveis em amostras analisadas por DRX em sua superfície e meia espessura	71
Figura 64 - Comparação de intensidades máximas de texturas independente da componente nas amostras	
analisadas pela técnica de DRX	73
Figura 65 - Comparação de intensidades máximas das análises de EBSD e DRX	74
Figura 66 - FDOC's da superfície – cortes em ϕ_2 = 45°, 60° e 90°	75
Figura 67 - Comparação das intensidades máximas encontradas nas análises feitas na superfície por DRX	76
Figura 68 - FDOC's da meia-espessura – cortes em ϕ_2 = 45°, 60° e 90°	77
Figura 69 - Comparação das intensidades máximas encontradas nas análises feitas na superfície por DRX	78
Figura 70 - FDOC's das amostras recuperadas - cortes ϕ_2 em 45°, 60° e 90°	79
Figura 71 - FDOC's das amostras recristalizadas - cortes ϕ_2 em 45°, 60° e 90°	80
Figura 72 - Comparação das intensidades máximas encontradas nas análises de DRX feitas nas amostras qu	ue
passaram pelo tratamento térmico de recuperação	81
Figura 73 - Comparação das intensidades máximas encontradas nas análises de DRX feitas nas amostras qu	ue
passaram pelo tratamento térmico de recristalização	81
Figura 74 - Comparação dos resultados entre o EBSD e DRX	82
Figura 75 - FDOC Amostra 00. Amostra sem tratamento	88
Figura 76 - FDOC Amostra 01. Recuperação na superfície	88
Figura 77 - FDOC Amostra 02. Recuperação na superfície	89

Figura 78 - FDOC Amostra 03. Recuperação na superfície	89
Figura 79 - FDOC Amostra 01 Recuperação em 1/2 espessura	90
Figura 80 - FDOC Amostra 02. Recuperação em 1/2 espessura	90
Figura 81 - FDOC Amostra 03. Recuperação em 1/2 espessura	91
Figura 82 - FDOC Amostra 01. Recuperação na superfície	91
Figura 83 - FDOC Amostra 02. Recuperação na superfície	92
Figura 84 - FDOC Amostra 03. Recuperação na superfície	92
Figura 85 - FDOC Amostra 01. Recristalização em 1/2 espessura	93
Figura 86 - FDOC Amostra 02. Recristalização em 1/2 espessura	93
Figura 87 - FDOC Amostra 03. Recristalização em 1/2 espessura	94
Figura 88 - FDOC Amostra 01. Recristalização na superfície	94
Figura 89 - FDOC Amostra 02. Recristalização na superfície	95
Figura 90 - FDOC Amostra 03. Recristalização na superfície	

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades mecânicas do cobre ⁽¹²⁾ 6
Tabela 2 - Exemplos de componentes e famílias de orientações notáveis que podem ser encontradas no espaço
de Euller ⁽³⁶⁾
Tabela 3 – Principais texturas produzidas por deformação a frio de acordo com o tipo de célula cristalina ⁽²⁷⁾ 23
Tabela 4 - Orientações das fibras ⁽⁴⁸⁾
Tabela 5 – Ângulos de Euller para as orientações mais comuns ⁽⁴⁸⁾
Tabela 6 - Composição química da chapa estudada (cobre comercialmente puro)
Tabela 7 - Sequências de passes de laminação (reduções calculadas)42
Tabela 8 - Sequências de passes de laminação (reduções reais)42
Tabela 9 - Parâmetros atingidos na análise por EBSD48
Tabela 10 - Propriedades mecânicas
Tabela 11 - Orientação e coordenadas para o corte em 45°66
Tabela 12 - Orientação e coordenadas para o corte em 60°67
Tabela 13 - Orientação e coordenadas para o corte em 90°68
Tabela 14 - Orientações encontradas na análise de DRX referente às FDOC's A e C
Tabela 15 - Orientações encontradas na análise de DRX referente às FDOC's B e D

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- AM00 = Amostra como recebida.
- AM01 = Amostra 1.
- AM02 = Amostra 2.
- AM03 = Amostra 3
- CCC = Cubico de Corpo Centrado.
- CFC = Cubico de Faces Centradas
- DL = Direção de laminação.
- DN = Direção normal à superfície da chapa.
- DT = Direção transversal à direção da laminação.
- EDS = Espectroscopia de Energia Dispersiva.
- EBSD = Difração de Elétrons Retro Espalhados.
- EEO = Espectrômetro de Emissão Optica.
- FDOC = Figura de distribuição de orientação cristalina.
- FDOC's = Figura de distribuição de orientações cristalinas.
- FEG = Microscópio Eletrônico de Varredura com Canhão de Efeito de Campo.
- HC = Hexagonal Compacto.
- LE = Limite de escoamento.
- MET = Microscópio Eletrônico de Transmissão.
- MEV = Microscópio Eletrônico de Varredura.
- OIM = Microscopia por Imagem de Orientação.
- OIM's = Microscopias por Imagem de Orientação.

LISTA DE SIMBOLOS

HV0,1 = Microdureza Vickers com 100g de carga.

 $\phi_1, \phi, \phi_2 = \hat{A}$ ngulos de Euller.

SUMARIO

1	INTRODUÇÃO				
2	OE	BJETIV	/OS	2	
	2.1	Objet	IVO GERAL	2	
	2.2	OBJE.	TIVOS ESPECIFICOS	2	
3	RE	VISÃO	D BIBLIOGRAFICA	3	
	3.1	O COE	3RE	3	
	3.1	1.1	Situação de mercado	4	
	3.1	1.2	Características do cobre puro	5	
	3.2	LAMIN	IAÇÃO	7	
	3.2	2.1	Laminadores	8	
	3.2	2.2	Tipos de laminadores	9	
	3.2	2.3	Laminação de encruamento	10	
	3.3	Encru	JAMENTO	. 12	
	3.3	3.1	Heterogeneidade de deformação	.13	
	3.3	3.2	Evolução microestrutural	. 14	
	3.3	3.3	Coeficiente de encruamento	. 15	
	3.4	NUCLE	EAÇÃO E CRESCIMENTO DE GRÃO	. 16	
	3.4	4.1	Nucleação orientada e crescimento orientado	.16	
	3.5	TEXTU	RA E ANISOTROPIA	. 17	
	3.5	5.1	Textura de fibra e de chapa	21	
	3.5	5.2	Desenvolvimento de texturas por deformação a frio	. 22	
	3.6	EBSD		. 24	
	3.6	5.1	Técnicas para determinação da textura	. 28	
	3.6	5.2	Espaço de Euler	30	
	3.6	5.3	Preparação das amostras para a análise de EBSD	35	
	3.6	5.4	Aplicações da técnica de EBSD	36	
	3.6	5.5	Vantagens e limitações da técnica de EBSD	36	
	3.7	DIFRA	ÇÃO DE RAIOS X	. 37	
4	M	ATERI	AIS E METODOS	.39	
	4.1	sequé	ÈNCIA DE TRABALHO	. 39	
	4.2	CARAC	CTERISTICAS DO MATERIAL COMO FORNECIDO	. 41	
	4.2	2.1	Dimensões	41	
	4.2	2.2	Composição química	41	
	4.3	Proce	ESSO DE LAMINAÇÃO, TRATAMENTO TÉRMICO, ENSAIOS MECANICOS E PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA	. 42	

	4.3.1	Laminação	
	4.3.2	Tratamento térmico	43
	4.3.3	Ensaio de dureza	43
	4.3.4	Ensaio de tração	
	4.3.5	Preparação metalográfica	45
	4.4 EQUIF	PAMENTOS, INSTRUMENTOS E ACESSÓRIOS	47
	4.4.1	Laminador	47
	4.4.2	EBSD	
	4.4.3	DRX	49
5	RESULT	ADOS E DISCUSSOES	50
	5.1 MICR	OGRAFIAS	50
	5.2 ENSA	IOS MECÂNICOS	59
	5.2.1	Ensaio de tração	59
	5.2.2	Ensaio de dureza	60
	5.3 ANAL	ISE DE TEXTURA	61
	5.3.1	OIM por EBSD	61
	5.3.2	FDOC por EBSD	63
	5.3.3	Componentes e orientações por EBSD	65
	5.3.4	Componentes e orientações por DRX	71
6	CONCLU	JSÕES	83
7	REFERE	NCIAS BIBLIOGRAFIA	84

1 INTRODUÇÃO

Quando se fala em estampagem dos metais, é impossível dissociar esse processo da laminação de chapas que o antecede. Isso ocorre porque é fato conhecido que as propriedades mecânicas podem sofrer marcante influência de vários parâmetros de laminação, como o número de passes, deformação acumulada antes de cada ciclo de recozimento, etc. O processo de laminação é objeto de vários estudos com vistas a entender a relação entre parâmetros de laminação e propriedades do produto laminado, como por exemplo o trabalho de Sardinha e colaboradores ⁽¹⁾.

A microestrutura e a orientação dos grãos formam características chave para relacionar o processamento do metal com suas propriedades finais. Quando o plano cristalino e a direção cristalina de muitos grãos tendem a se alinhar a uma determinada direção, a orientação dos grãos exibe uma estrutura ordenada, o que se costuma denominar de textura cristalográfica. A textura do material metálico está intimamente relacionada ao seu histórico de deformação, às propriedades mecânicas, tipos iniciais de textura, quantidade de deformação e modo de deformação.

A textura desenvolvida durante a laminação tem papel fundamental na conformabilidade dessas chapas, sendo esperado o desenvolvimento de orientações especificas com componentes que favorecem determinadas propriedades mecânicas. O cobre, por exemplo, tem o módulo de elasticidade três vezes maior na direção <111> do que na direção <100>⁽²⁾.

No processo de laminação a frio, as tensões de compressão e cisalhamento que os grãos sofrem é alterada ao longo da espessura da tira laminada. A distribuição da orientação dos grãos na direção da espessura pode variar a ponto de a textura na região da meia-espessura da chapa ou tira ser significativamente diferente da superfície.

Neste trabalho foram estudadas as características das texturas de superfície em tiras de cobre submetidas a laminação a frio com diferentes passes de laminação até se chegar a uma determinada espessura final. A ocorrência de determinadas componentes de textura e suas intensidades foram discutidas com base nas figuras de distribuição de orientação (FDOC) geradas por difração de elétrons retroespalhados e difração de raios-x.

Os resultados das análises podem ajudar a fornecer a base teórica para se observar como a textura de uma chapa de cobre se desenvolve de maneira distinta ao ser laminada com diferentes reduções visando uma mesma espessura final.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O presente trabalho tem como objetivo comparar os efeitos na textura, microestrutura e propriedades mecânicas causados por diferentes passes de laminação em amostras de cobre comercialmente puro tratadas termicamente.

2.2 OBJETIVOS ESPECIFICOS

- Entendimento do efeito que distintos passes de laminação tem sobre a textura cristalográfica, microestrutura e propriedades mecânicas.
- Compreensão do efeito dos tratamentos térmicos de recozimento e recuperação sobre a textura de deformação.
- Análise e comparação da diferença entre as técnicas de EBSD e a DRX sobre a coleta de dados de textura.

3 REVISÃO BIBLIOGRAFICA

3.1 O COBRE

O cobre foi o primeiro metal usado pelo homem. Os livros de história nos ensinam que 4000 anos antes de Cristo, o homem já fazia suas primeiras experiências com esse metal. É um metal não-ferroso e não magnético que se funde a 1089 °C e, depois da prata, é o melhor condutor de eletricidade e calor. É um metal dúctil e maleável que pode ser laminado a frio ou a quente. Ao ser laminado a frio, estirado ou estampado, ele adquire um endurecimento superficial que aumenta sua resistência, porém diminui sua maleabilidade. Isso o torna mais frágil, o que é corrigido com o tratamento térmico ⁽³⁾.

Relativamente escasso, existe somente 0,007% de cobre na crosta terrestre e, como vem sendo usado há milhares de anos, seu custo é alto em relação a outros metais mais abundantes. Por isso, para muitas aplicações, o cobre vem sendo substituído pelo alumínio ⁽⁴⁾.

O cobre pode ser encontrado em muitos minerais, incluindo malaquita (Figura 1), cuprita, bornita, azurita e calcopirita. Os depósitos de minério de cobre são encontrados na América do Norte, América do Sul e África podendo ser obtido por fundição, lixiviação e eletrólise dos sulfetos, óxidos e carbonatos de cobre ⁽⁵⁾. Também pode ser usado como elemento de liga, geralmente adicionado para aumentar a resistência à corrosão. Os compostos de sulfato de cobre são usados para impedir o crescimento de fungos e algas no abastecimento de água parada, como lagoas e fontes ⁽⁶⁾. No início do século passado, folhas de cobre eram adicionadas ao fundo dos cascos de navios para evitar a 'bioincrustação', onde as algas marinhas, outras verduras e cracas se apegavam aos navios e os atrasavam. Hoje, o cobre é misturado à tinta usada para pintar a parte de baixo dos navios. ⁽⁷⁾



Figura 1 – Diferenças entre minérios de cobre. Malaquita a esquerda e minério de cobre praticamente puro a direita ⁽⁸⁾.

3.1.1 Situação de mercado

O Brasil é o décimo quinto maior produtor de minério de Cobre, com produção em 2010 de 213 mil toneladas. Esse total representa praticamente o mesmo volume de 2009. Espera-se um crescimento mais significativo na produção, de modo a atingir 662 mil toneladas até 2020, com o início das operações de novos projetos. O Chile é o maior produtor mundial, com 34% do total, seguido pelo Peru, com 8%, pelos EUA com 7,5% e pela China com 6% ⁽⁹⁾.



Figura 2 - Reservas e estados (4).

O maior consumidor do minério de cobre é a indústria metalúrgica, principalmente a área de construção civil e de cabos e fios ⁽⁹⁾. A demanda por cobre para a produção de fios e cabos deve crescer 39% até 2020 no Brasil, podendo atingir 295 mil toneladas do metal por ano ao final do período ⁽¹⁰⁾.

Além do "boom" da construção civil alavancado pelo projeto do Governo em habitação, a realização da Copa do Mundo (em 2014) e dos Jogos Olímpicos no Brasil ajudaram a aquecer o setor ⁽⁹⁾.



Figura 3 – Consumo ⁽⁹⁾.

3.1.2 Características do cobre puro

O cobre comercialmente puro possui 99% de cobre em sua composição. Sua classificação UNS é C10100⁽¹¹⁾.

Para ser considerado como cobre e não liga de cobre, o metal deve conter 99,3% ou mais do elemento cobre, incluindo-se nesse total o teor de prata, geralmente proveniente do minério, ao qual não se adiciona nenhum outro tipo de elemento, exceto o que tenha sido adicionado para fins de desoxidação ⁽¹¹⁾.

A seguir, os tipos de cobre comercialmente puro mais comuns de acordo com o Instituto Procobre ⁽⁹⁾, entidade que representa a indústria de cobre e suas ligas no Brasil:

- Cobre eletrolítico.
- Oxygen Free High Condutivity Copper.
- Cobre Desoxidado com Fosforo, com baixo teor de fosforo.
- Cobre Desoxidado com Fosforo, com alto teor de fosforo.

Existem outros tipos de cobre comercialmente puro, como o refinado a fogo (FRHC) e o refinado a fogo tenaz (FRTP), entretanto os que foram mencionados anteriormente representam a parcela mais significativa dos tipos de cobre comercialmente puros utilizados na indústria em geral ⁽¹¹⁾.

Além da sua principal aplicação, em fios e cabos condutores de transmissão de energia elétrica, o cobre comercialmente puro pode ser usado em trocadores de calor, condução de fluidos como gases e na construção civil (principalmente na forma de tubos para água quente, e como condutores). Outra de suas principais características é sua altíssima trabalhabilidade a frio (podem atingir mais 90% de deformação sem necessidade de recozimentos intermediários) o que favorece para aplicações arquitetônicas e decorativas. O cobre com alto grau de pureza é o mais indicado para aplicações na transmissão de energia elétrica e calor, devido ao impacto que elementos de liga podem ter nas condutividades térmica e elétrica, enquanto o cobre que contem teores residuais de fosforo (em geral resultante do processo de desoxidação) é o mais indicado para a fabricação de tubos para a condução de fluídos como gás e água quente e de um modo geral na construção civil ⁽¹¹⁾.

А

Limite de Resistencia (Kg/mm ²)	15	40 a 50
Limite de escoamento (Kg/mm ²)		35 a 45
Alongamento em (%)	25	4 a 5
Estricção (%)	até 75	2 a 3
Dureza Brinell	40	98
Limite de fadiga (kg/mm²)		14
EFE (mJ/m²)	2	

Tabela 1 mostra algumas propriedades mecânicas para o material sem e com deformação.

Tabela 1	- Propriedades	mecânicas	do	cobre	$^{(12)}$.
----------	----------------	-----------	----	-------	-------------

PROPRIEDADES	S/ DEFORMAÇÃO	ENCRUADO
Limite de Resistencia (Kg/mm²)	15	40 a 50
Limite de escoamento (Kg/mm ²)		35 a 45
Alongamento em (%)	25	4 a 5
Estricção (%)	até 75	2 a 3
Dureza Brinell	40	98
Limite de fadiga (kg/mm ²)		14
EFE (mJ/m²)	2	

É importante ressaltar que hoje em dia, informalmente, uma liga de cobre contendo 98% ou mais de cobre é identificado como "cobre comercialmente puro".

3.2 LAMINAÇÃO

A grande maioria dos produtos metálicos usados no dia-a-dia das pessoas tem um número significativo de peças ou componentes fabricados por algum processo de conformação mecânica. Desde os mais simples como panelas, fogões, refrigeradores, até automóveis, máquinas agrícolas, trens e equipamentos de grande porte ou de elevada complexidade como navios, aviões, naves espaciais, satélites, etc. ⁽¹³⁾.

Os três tipos de processo fabricação mais comuns através dos quais um metal pode chegar a uma forma desejada são: a partir do líquido (fundição), a partir do pó (metalurgia do pó) e por deformação plástica no estado sólido (conformação mecânica). Entre os processos de conformação, podem-se citar os processos de laminação, forjamento, trefilação, extrusão e estampagem. Além disso, os processos de conformação mecânica também alteram as propriedades mecânicas das peças devido às alterações microestruturais e introdução de defeitos cristalinos ⁽¹³⁾.

A laminação é o processo de conformação mecânica que consiste em modificar a seção transversal de um metal (na forma de barra, lingote, placa, tira, etc.) pela passagem entre dois cilindros que, em geral, giram em sentido contrário, sendo a distância entre os dois cilindros menor do que a espessura inicial da peça ⁽¹³⁾. Existem processos de laminação em que pode haver mais de dois cilindros, e estes podem girar todos no mesmo sentido, executando assim uma deformação em hélice em um produto longo maciço ou tubular de seção redonda. Porém, esses processos não são o foco deste trabalho.

A redução ou desbaste inicial dos lingotes (produtos padronizados da fundição) em blocos ou tarugos é realizada normalmente por laminação a quente, apesar de, em casos especiais, já ser possível "pular" essa etapa. Por exemplo, ligas de cobre e ligas de alumínio podem ser fundidas continuamente para produzir uma tira de grande espessura (tipicamente maior do que 15 mm), que pode ser laminada a frio sem necessidade de operação de desbaste a quente. No caso dos aços, tipicamente a placa fundida por lingotamento continuo passa por uma laminação a quente para ser transformado em uma chapa grossa ou algum outro produto longo. Depois dessa fase, pode haver novas etapa de laminação a quente para transformar o produto em tiras a quente, vergalhões, barras, tubos, trilhos ou perfis estruturais ⁽¹³⁾.

Muitos metais ainda passam pela laminação a frio, que pode produzir excelente acabamento superficial (a depender do acabamento do cilindro de laminação), com possibilidade de controle de propriedades mecânicas por meio do encruamento e controle dimensional rigoroso do produto final ⁽¹³⁾, podendo até mesmo chegar a tolerâncias de milésimos de milímetro.

3.2.1 Laminadores

Um laminador consiste basicamente de cilindros (ou rolos), que vão executar a conformação, e da estrutura do equipamento que permite que o ferramental execute o processo. Isso inclui os mancais, o quadro do laminador, a estrutura para fixar estas partes, um motor para executar a rotação dos cilindros e controlar a velocidade de rotação entre outros componentes. As forças envolvidas na laminação são consideravelmente altas, e é necessária uma construção rígida, onde a deformação elástica inerente do laminador seja conhecida e controlada (ou seja, que permita que a energia fornecida seja principalmente transmitida ao metal sendo conformado), além de um motor que forneça a potência necessária. Assim, o custo de uma moderna instalação de laminação pode facilmente atingir milhões de dólares. Nos casos de laminadores com diversas cadeiras sucessivas, como é o caso na laminação a quente e a frio realizada nas usinas siderúrgicas, podem ser necessárias muitas horas de projetos, uma vez que esses requisitos são multiplicados para as sucessivas cadeiras de laminação contínua (chamados em português de "trem de laminação" e em inglês de "tandem mill") ⁽¹³⁾.

Os cilindros de laminação são normalmente feitos de aço fundido ou forjado, podendo ser também de ferro fundido em alguns casos. Compõem-se de três partes: a mesa, onde se realiza a laminação, e pode ser lisa, podendo ser abaulada para melhor controle da forma da tira laminada, com canais (no caso de laminação de longos) dentre outros tipos; os pescoços, onde se encaixam os mancais; e os trevos ou garfos de acionamento. Os cilindros sofrerão um aumento de temperatura, seja por transferência de calor do material laminado a quente, seja por atrito, e é de grande importância um resfriamento adequado deles, usualmente através de jatos de água ou emulsão ⁽¹³⁾.

Os mancais dos cilindros servem de apoio a estes cilindros; eventuais deformações destas peças, mesmo que sejam deformações elásticas, provocariam variações dimensionais nos produtos, o que é altamente indesejável, e muitas vezes um problema difícil de eliminar. Três tipos de mancais são usados em laminadores: mancais de fricção, onde o pescoço gira sobre casquilhos de bronze, madeira, etc., devidamente lubrificados; mancais de rolamento; e mancais a filme de óleo sob pressão ⁽¹³⁾. Variadas disposições de cilindros podem ser utilizadas na laminação, a mais simples é constituída por dois cilindros de eixos de simetria horizontais, colocados verticalmente um sobre o outro, chamado duo ⁽¹⁴⁾.

3.2.2 Tipos de laminadores

O processo mais simples é através do laminador duo, que pode ser reversível ou não. Nos duos não reversíveis, mostrado na Figura 4A, o sentido de giro dos cilindros não pode ser invertido, e o material só pode ser laminado em um sentido. Nos reversíveis, Figura 4B, a inversão da rotação dos cilindros permite que a laminação ocorra nos dois sentidos de passagem entre os rolos. No laminador trio, Figura 4C, os cilindros externos sempre giram no mesmo sentido, ao passo que o cilindro central gira no sentido oposto. Porém, o material pode ser laminado nos dois sentidos, passando-o alternadamente entre o cilindro superior e o intermediário e entre o intermediário e o inferior ⁽¹³⁾. Deve-se notar, neste caso que, apesar de a direção de passagem do material poder ser invertida, a rotação da caixa de velocidades junto ao rotor não se inverte, de modo que esse laminador não é reversível.

À medida que se laminam materiais cada vez mais finos, há interesse em utilizar cilindros de trabalho de pequeno diâmetro ⁽¹³⁾, devido à menor força de laminação. Porém, devido à reação do material à pressão aplicada para conformação, os cilindros podem fletir (e essa flexão é tanto mais fácil quanto menor for seu diâmetro), e devem ser apoiados em cilindros de encosto (ou apoio), como na Figura 4D, que atuarão para diminuir a flexão, bem como para minimizar eventuais vibrações, aumentando a estabilidade dimensional do produto laminado. Este tipo de laminador denomina-se quádruo, podendo ser reversível ou não ⁽¹³⁾.

Existem outros tipos de laminadores muito utilizados na indústria como o Sendzimer e o universal, que não serão retratados neste trabalho.



Figura 4 - Laminador duo (A), laminador duo reversível (B), laminador trio (C), laminador quádruo. Adaptado (14).

3.2.2.1 Laminação a frio

A laminação a frio é empregada para produzir tiras e folhas (a tira difere da folha pelo melhor controle dimensional) entre outros produtos com acabamento superficial e tolerâncias dimensionais mais restritas, quando comparadas com as tiras produzidas por laminação a quente, uma vez que fatores como oxidação do material em altas temperaturas e contração térmica não estão presentes, ou se manifestam com muito menor intensidade. Além disso, o encruamento resultante da redução a frio pode ser utilizado para obtenção das propriedades mecânicas do produto final. Os materiais de partida para a produção de tiras de aço laminação. A laminação a frio de metais não ferrosos pode ser realizada a partir de tiras a quente ou, como no caso de certas ligas de cobre, diretamente de peças fundidas contínua ou semicontinuamente ⁽¹⁴⁾.

Laminadores quádruos de alta velocidade, em geral laminadores reversíveis, são utilizados para a laminação a frio do aço, alumínio e ligas de cobre. No caso do aço e do alumínio, a laminação contínua (em trens de laminação) tem alta capacidade de produção, o que resulta num custo de produção mais baixo ⁽¹⁴⁾.

A redução total que pode ser atingida por laminação a frio geralmente varia de 50% a 90%, dependendo do material sendo laminado, podendo ser muito maior em materiais que recristalizam dinamicamente à temperatura ambiente, como o chumbo e o estanho. Quando se estabelece o grau de redução em cada passe ou em cada cadeira de laminação, deseja-se uma distribuição tão uniforme quanto possível nos diversos passes sem haver uma queda acentuada em relação à redução máxima em cada passe. Normalmente, a de redução no último passe é significativamente menor do que nos anteriores, para permitir um melhor controle dimensional, de forma e melhor acabamento superficial ⁽¹⁴⁾.

Neste trabalho, as deformações realizadas foram em torno de 80%. Essa redução foi escolhida por ser uma deformação severa, mas que ainda permitisse que a amostra final tivesse espessura suficiente para os procedimentos metalográficos.

3.2.3 Laminação de encruamento

A laminação de encruamento tem como finalidades a melhora do acabamento da superfície de chapas (podendo, por exemplo, ser usada para conferir acabamento espelhado a tira) e pequenos ajustes de propriedades mecânicas. De acordo com Ferraz ⁽¹⁵⁾, os esforços envolvidos nesse processo mecânico geralmente são grandes e é muito rara a utilização de

lubrificação. Por ser usado em chapas finas, verifica-se que esta operação requer, por 1% de redução, três vezes a potência necessária para a mesma largura unitária na redução convencional a frio, se fazendo normalmemte necessária a utilização de laminadores quádruo ou, não raro, com diversos cilindros de apoio.

A utilização de cargas elevadas para a correção de falta de planicidade em chapas se mostrou um método eficiente e economicamente viável a ser empregado, forçando a chapa a sofrer um pequeno alongamento necessário para eliminar o escoamento do limite de escoamento ⁽¹⁵⁾.

O laminador para esta finalidade possui a seguinte configuração:



Figura 5 - Cilindro quaduo com desenroladeira e enroladeira (15).

A Figura 5 mostra que este tipo de laminador é constituído de uma desenroladeira, que produz uma tensão à ré ou negativa, e uma enroladeira que produz uma tensão avante ou positiva. São ilustrados também dois cilindros de trabalho que exercem esforço perpendicular à superfície da chapa, ação que interage diretamente com a textura do material ⁽¹⁵⁾. A tensão avante e a ré podem ser usados para melhorar as condições de laminação e a qualidade do bobinamento.

3.3 ENCRUAMENTO

A Figura 6 apresenta a variação das propriedades mecânicas de um material metálico, quando trabalhado a frio. Observa-se que, à medida que se parte de um material com maior trabalho a frio, ocorre um aumento das tensões limites de escoamento e resistência à tração e uma queda acentuada da ductilidade (estricção e alongamento)⁽¹⁶⁾.

Para deformações próximas da linha tracejada, encontra-se o um parâmetro denominado limite de conformabilidade. Esse parâmetro indica o ponto em que a tensão limite de escoamento é muito próxima da tensão limite de resistência a tração. Essa proximidade de propriedades, associada à baixa ductilidade, faz que o material se apresente num estado em que a continuidade da deformação leve-o à ruptura, inutilizando-o ⁽¹⁶⁾.

O fenômeno metalúrgico associado a esse aumento da resistência mecânica com o aumento da deformação plástica é conhecido encruamento ou endurecimento por deformação plástica a frio ⁽¹⁶⁾.



Deformação por trabalho a frio

Figura 6 - Variação das propriedades mecânicas em função da deformação a frio. Adaptado (16).

Esse aumento da resistência mecânica se deve ao aumento da interação das discordâncias que, ao se movimentarem, interagem entre si ou com outros defeitos encontrados na estrutura do material, o que causa a redução de sua movimentação gerando a necessidade do aumento das tensões envolvidas para causar deformação ⁽¹⁷⁾.

3.3.1 Heterogeneidade de deformação

Os diferentes sistemas de escorregamento e a maclação são dois tipos de mecanismos de deformação plástica aos quais metais de estrutura cubica estão sujeitos. A ocorrência de determinado mecanismo está diretamente ligada a energia de falha por empilhamento, a taxa de deformação durante a deformação e a temperatura. Para o cobre, a EFE é de 62 mJ/m², valor considerado intermediário dentre os metais CFC. A maclação, que é causada pela falha de empilhamento extrínseca, costuma predominar em metais com estrutura cubica de face centradas que possuem a EFE menor que 25mJ/m² ⁽¹⁸⁾.

Em materiais policristalinos que não possuem textura, a orientação dos grãos é dita como sendo aleatória, não possuindo um plano e direção preferenciais. Com a ação de forças externas que causem a deformação plástica desde material, os diferentes grãos que o constituem passam a adotar diferentes sistemas de deslizamento entre si, originando diferentes sistemas de discordância que poderão variar entre grãos vizinhos.

A forma como a deformação ocorre entre os grãos em um conjunto destes dentro de um material policristalino frequentemente requisita a rotação substancial de grãos que estão defasadamente desorientados em relação aos seus vizinhos. A defasagem destes grãos causa diferenças na forma como a deformação atua por conta das diferentes densidades de discordâncias que cada grão apresenta. Por sua vez, esta não-uniformidade na estrutura gera diferentes níveis de energia acumulada dentro do grão e, consequentemente, diferença nos níveis de energia entre os grãos vizinhos. Este conjunto de fenômenos interfere de maneira crucial a recuperação e recristalização do material.

Os processos metalúrgicos são diretamente atingidos pela heterogeneidade de deformação. A alta energia encontrada dentro dos grãos e entre os grãos favorecem fenômenos como a nucleação de novos grãos (recristalização), pontos preferencias para a corrosão e até a fragilização da estrutura mediante a especificas condições de carregamentos, dentre outros fenômenos. Para o estudo de como a heterogeneidade de deformação influencia o comportamento de materiais policristalinos durante a deformação plásticas, é necessário entender como estas surgem, distribuem e interferem na recristalização de determinado material ⁽¹⁸⁾.

O material recristalizado sofre influencias da heterogeneidade de deformação por conta da interferência que este implica na textura e microestrutura do material. Como resultado as propriedades mecânicas e a conformabilidade são afetadas. Tendo em vista a importância do entendimento deste fenômeno da deformação plástica, duas maneiras de se abordar o assunto são utilizadas. A perspectiva mecânica e a abordagem microestrutural.

Quando se observa o fenômeno pela perspectiva mecânica, se considera fatores macroscópicos, como a geometria do corpo de prova, tensões e condições de carregamento destes. Já o ponto de vista microestrutural considera a forma que as discordâncias progridem durante a deformação e da análise dos sistemas de deslizamento preferencias e maclação que interferem no surgimento das heterogeneidades.

3.3.2 Evolução microestrutural

Durante a deformação plástica, as mudanças que ocorrem em materiais policristalinos vão desde a morfologia dos grãos, que agora se encontram alongados e com uma maior área de contornos de grão, até mudanças de nível atômico, como o aumento de discordâncias e das interações que ocorrem entre elas.

Essas mudanças ocorrem em duas escalas diferentes, onde em uma escala macroscópica, diferentes orientações de grãos são geradas a partir de grãos grosseiros que podem se dividir, por exemplo, pela ação da rotação do cristal e pela formação de bandas de deformação e cisalhamento. Já em uma escala microscópica, a complexa interação entre as discordâncias permite ao grão uma subdivisão, gerando contornos que na pratica delimitam as diferentes orientações entre estes subgrãos ⁽¹⁹⁾.



Figura 7 - Desenho esquemático de microestrutura no estado encruado em amostras após: a) deformações intermediarias ($\epsilon = 0.06 - 0.80$) e b) grandes deformações (ϵ >1). Essa representação mostra a evolução microestrutural de metais cúbicos de medias e altas EFE.⁽¹⁹⁾

Este grupo de discordâncias que interagem entre si são separadas por paredes formadas por uma alta densidade destas discordâncias, chamadas de DDW (dense dislocation walls) e MBs (microbands). Estas atuam com deformações de pequena e média intensidade, e, conforme esta intensidade aumenta, estas DDW e MBs são substituídas por estruturas lamelares, onde este grupo de discordâncias se encontram mais achatados. Além disso, com o avanço da intensidade da deformação, o espaço existente entre as lamelas tende a diminuir e seus contornos aumentarem. Ao serem formadas, estas estruturas lamelares são delimitadas pelas chamadas LB (lamelar boundaries), que possuem em sua maioria contornos de alto ângulo e tendem a se alinhar com a direção de laminação.

3.3.3 Coeficiente de encruamento

O encruamento é uma propriedade dos materiais que é caracterizado por um fenômeno de endurecimento que ocorre quando um material se deforma plasticamente, podendo ser avaliado pelo seu coeficiente $^{(20)}$. Este coeficiente de encruamento, *n*, é obtido a partir da curva de tensão verdadeira versus deformação verdadeira, e uma das equações que melhor se ajustam a esta curva foi proposta por Hollomon.

Equação 1, onde K é o coeficiente de resistência ⁽²¹⁾.

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad (1)$$

Outra maneira de calcular *n* consiste em tomar a forma logarítmica da equação de Hollomon (equação 2), e plotar um gráfico de $ln \sigma$ vs $ln \varepsilon$, de modo que a relação entre a tensão e deformação verdadeira possa ser descrita na forma de uma reta. Neste caso, o *n* é a inclinação da reta e *K* pode ser encontrado através da interseção com o eixo das ordenadas ⁽²¹⁾.

Sendo *K* o valor de σ nesse ponto.

$$ln \sigma = ln K + n ln \varepsilon (2)$$

O *n* é uma medida da capacidade de encruamento do material, ou seja, a capacidade de distribuir mais uniformemente as deformações por toda a peça ⁽²¹⁾. Sendo assim, são desejáveis altos valores de *n* para a conformação de chapas. O *n* também está associado com a deformação sofrida no ponto de carga máxima, que é o ponto de estricção, isso significa que quanto maior o valor de *n*, maior é a deformação uniforme. Assim, o material pode deformar-se mais, sem que alcance a estricção. Um material endurece mais rapidamente por deformação quando possui um elevado valor de *n*, transmitindo para as partes vizinhas e mais deformadas, os esforços a que está sujeito. Podendo deformar-se por um período mais longo, retardando o aparecimento das deformações localizadas ⁽²¹⁾.

O coeficiente de encruamento n decresce com o aumento da concentração de solutos substitucionais, com a diminuição do tamanho de grão e com o aumento da fração volumétrica de alguns tipos de segunda fase ⁽²¹⁾.

3.4 NUCLEAÇÃO E CRESCIMENTO DE GRÃO

Quando um material cristalino é deformado, sua dureza aumenta à medida que as discordâncias se multiplicam e interagem com defeitos ou entre si, cruzando, entrelaçando-se, dissociando-se em discordâncias parciais, e a sua ductilidade cai. Se o material é aquecido a uma temperatura relativamente elevada (em geral, maior do que 30% da temperatura de fusão em Kelvin), as discordâncias de sinais contrários começam a se cancelar mutuamente, as linhas assumem configurações energeticamente mais favoráveis; os defeitos pontuais se multiplicam (favorecendo fenômenos de difusão atômica), e propriedades físicas tais como a resistividade elétrica voltam а ter valores próximos aos do metal sem deformação. Este processo é chamado recuperação. A microestrutura observada ao microscópio óptico se mantém inalterada até que, em uma temperatura mais alta, os grãos deformados plasticamente são substituídos por grãos pequenos e equiaxiais, isentos de deformação plástica (mas não de linhas de discordância) e a dureza e a ductilidade voltam a ter valores próximos dos originais anteriores à deformação. Esta nucleação de grãos novos, sem deformação, em um material deformado, se chama recristalização e prossegue até que todo material seja formada de grãos novos ⁽²²⁾.

A cinética da nucleação e crescimento de grão para os diferentes componentes da textura de recristalização já estão estabelecidos no meio acadêmico, mas este assunto já causou estranheza pelo desconhecimento da origem da forte textura de recristalização encontrada após uma deformação severa. Em casos mais típicos, deformações moderadas produzem texturas basicamente aleatórias, já no recozimento após fortes deformações, geralmente é encontrada uma intensa textura de recristalização, que pode envolver a retenção parcial da textura de deformaçõe e, ainda em outros casos, se forma uma outra textura muito diferente e ainda muito forte. Um exemplo clássico é a formação de uma textura de cubo intensa em alguns metais CFC fortemente laminados. Estes tipos peculiares de formação de textura geralmente são descritos como nucleação orientada e crescimento orientado ⁽²³⁾.

3.4.1 Nucleação orientada e crescimento orientado

Em poucas palavras, a nucleação orientada é o fenômeno onde a orientação cristalográfica de um grão deformado é de alguma maneira "preservada" e, quando este é recristalizado, cresce com a orientação da textura de deformação, tornando os núcleos dos grãos iniciais deformados determinantes para a textura final do material. Em materiais recozidos, a textura de recristalização irá se caracterizar pela orientação preferencial dos gerados pela

nucleação orientada e, em muitos casos, esta orientação surge mais intensa do que a textura de deformação ⁽²⁴⁾.

Já o crescimento orientado ocorre quando há formação de núcleos com várias orientações, porém, apenas alguns núcleos, com orientações especificas em relação a matriz, crescem mais rapidamente, se tornando majoritário na textura de recristalização ⁽²⁵⁾.

3.5 TEXTURA E ANISOTROPIA

Quase todos os metais e suas ligas utilizados para aplicações estruturais são de natureza policristalina e são constituídos de um grande conjunto de grãos, cada um deles exibindo uma orientação específica do cristal ⁽²⁶⁾. A existência de orientações preferencias dos grãos em materiais metálicos denomina-se textura. A orientação do grão pode mudar durante diferentes processos de deformação plástica e tratamentos térmicos ⁽²⁷⁾.

Cada grão em um agregado policristalino pode ter sua orientação cristalográfica diferente dos seus vizinhos. A orientação preferencial dos grãos em agregados policristalinos resulta em anisotropia das propriedades mecânicas. Isso se deve ao fato da deformação ocorrer segundo sistemas de deslizamento preferencias definidos pelas direções cristalográficas mais densas nos planos cristalográficos mais densos ⁽²⁸⁾.

O grau desejado ou ausência de anisotropia depende do processo particular de formação dos grãos, e qualquer processo de fabricação subsequente depende das propriedades desejadas no material para um desempenho satisfatório. Por exemplo, o tipo de textura desejada em estampagens profundas é bastante diferente daquele necessário para estamparia simples ou flexão multiaxial ⁽²⁹⁾.

De acordo com Kallend e Davies ⁽³⁰⁾, a textura de laminação do cobre e de outros metais CFC semelhantes pode ser reconhecida como mais comumente ocorrendo na orientação {112} <111>, conhecida também como também textura do tipo Cobre, típicas em metais de alta pureza e com EDEs médias e altas.



Figura 8 - Distribuição aleatória dos cristais. Adaptado (21).

A grande importância da texturização de materiais metálicos reside na influência desta sobre as propriedades dos produtos conformados e processados, como chapas laminadas para estampagem, por exemplo, relacionando-se diretamente com o conceito de isotropia. Materiais com estruturas uniformes compostos por grãos finos e com orientação aleatória apresentam propriedades similares independentemente da direção principal de ensaio. Já materiais texturizados são anisotrópicos ⁽²⁷⁾.



Figura 9 - Chapa de cobre exemplificando como uma de suas células unitárias pode estar direcionada em relação a superfície. Imagem do autor.

A tensão necessária para deformar o agregado cristalino varia em função das diferentes orientações dos cristais. Há uma correlação direta entre a textura e a anisotropia mecânica conforme ilustram as Figura 10 e Figura 11⁽²¹⁾.



Figura 10 - Efeito da anisotropia na curva tensão-deformação de acordo com a posição em que a amostra é retirada da chapa laminada (DL = direção da laminação; DN = direção normal ao plano de laminação; DT = direção transversal a laminação). Adaptado ⁽²¹⁾.



Figura 11 - Variação das propriedades mecânicas em função da direção de extração do corpo-de-prova. Adaptado ⁽²¹⁾.

Um exemplo em que é vantajoso obter-se um material anisotrópico é a fabricação de chapas de aço para núcleos de transformadores elétricos. Nesse caso, a textura ideal é aquela em que a maioria dos grãos apresentam o plano {100} (textura tipo Goss) paralelo a superfície da chapa e a direção [100] paralela ao plano de laminação. Para essa textura, existe uma maior
facilidade de magnetização dos núcleos ⁽²⁷⁾. No embutimento profundo de copos, a presença de determinada orientação pode ser indesejável pois leva à formação de "orelhas" nas bordas da peça embutida, ou por outro lado, pode ser necessária para garantir que o material se apresente mais resistente na direção da espessura do que no plano da chapa a fim de que não falhe devido à ruptura por estricção ⁽²⁷⁾.

A textura de laminação varia ao longo da espessura da chapa, ou seja, do centro até a sua superfície, onde existe a deformação decorrente do cisalhamento, induzido pelo atrito entre os cilindros de laminação e o material laminado. Este efeito tende a ser minimizado à medida que se aumenta a redução no passe ⁽²¹⁾.

Como pode-se perceber, torna-se extremamente importante e necessário que se conheça os aspectos metalúrgicos e mecânicos que conduzem à obtenção de uma textura adequada à aplicação posterior do produto conformado ⁽²⁷⁾.

A textura em chapas laminadas pode ser classificada em três tipos ^(29,31):



Figura 12 - Tipos de estudo da textura. Adaptado (32).

 Microtextura: É a análise de orientações locais em um grupo de grãos. Utiliza os microscópios eletrônicos de varredura (MEV) e de transmissão (MET) e a difração de elétrons retroespalhados ("Electron Back Scattered Diffraction", EBSD).

- Mesotextura: É o estudo relacionado a grãos vizinhos, evidenciando a diferença na textura limitada pelo contorno de grão. O MEV é utilizado para a análise dessa relação de orientação/desorientação entre grãos vizinhos.
- Macrotextura: É o estudo que possibilita identificar e quantificar as proporções dos principais componentes da textura com o auxílio das figuras de polo e suas consequentes FDOC (figura de distribuição de orientação cristalográfica). As FDOC'S serão exploradas adiante ⁽³²⁾.

3.5.1 Textura de fibra e de chapa

Em geral, diz-se que a textura é formada por componentes mais comuns em um dado metal. Uma componente de textura é representada por uma orientação ideal próxima da qual as orientações de uma parcela do volume do material (, ou seja, um certo número de grãos) se agrupam. No caso de tratar-se de uma chapa laminada, a forma mais usual de se representar uma componente de textura é por um plano cristalino (hkl), que é paralelo ao plano da chapa, e pela direção [uvw], pertencente ao plano (hkl), que é paralela à direção de laminação (DL). A orientação real do cristal pode ser qualquer um dos planos pertencentes a uma família, e qualquer direção pertencente à família cristalográfica, desde que satisfeita a condição de estar contida no plano paralelo à superfície. Assim, é usual usar a notação de famílias cristalográficas em vez da notação de planos e direções. Desta forma, a componente de textura é representada por {hkl}<uv>. Isto fixa a posição do cristal em relação aos eixos DL (direção de laminação), DT (direção transversal) e DN (direção normal) da chapa (³³). A textura de fibra, nas chapas é aquela em que há um plano paralelo à superfície, mas não uma direção preferencial paralela ao DL. A Figura 13 mostra exemplos de texturas de chapa e de fios ou barras.



Figura 13 - (A) Textura (ou componente) $\{001\} < 110 > em$ chapa; (B) textura de fibra $\{hkl\} < 100 > em$ fio. Adaptado ⁽³³⁾.

Na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**A a componente representada é a de cubo girado, {001} ⁽³³⁾. Nota-se que no caso do fio a textura de fibra inclui vários planos {hkl} que contêm a direção. Assim, no caso dos produtos longos, a textura de fibra é dada pela direção <uv> paralela ao eixo do produto. No caso de produtos com simetria cilíndrica ou produtos longos com simetria simples, como barras ou fios trefilados, as componentes são representadas pelas direções paralelas à direção axial (DA) do fio ou barra, em torno das quais os grãos se arrumam, como pode ser visto na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**B. Estas direções são normais de planos {hkl} situados na seção reta do fio. A textura é então chamada de textura de fibra. Em geral, a textura de um material comercial pode ter várias componentes, mas há casos em que isso não é desejável, como em materiais para estampagem profunda e aços para aplicações elétricas de grão orientado. Nestes casos, é desejável que uma componente (específica para cada exemplo) seja largamente predominante.

3.5.2 Desenvolvimento de texturas por deformação a frio

Ao ser deformado plasticamente, um material policristalino tem modificadas a forma e a orientação cristalina dos grãos que o compõem. De acordo com Barret ⁽²⁷⁾, essas mudanças desenvolvem-se com a continuidade do processo até atingir-se uma textura definitiva e estável ⁽²⁷⁾. Após a laminação a frio, a resistência a formação da textura cubica é reduzida e a textura de laminação a frio é desenvolvida (texturas do tipo Latão, Cu e S) ⁽³⁴⁾.

A textura do cobre laminado a frio é semelhante à textura de outros metais e ligas cúbicas de face centrada, como alumínio, níquel e latão alfa. Essa semelhança de texturas levou ao entendimento de que durante a laminação a frio, as redes de todos os metais cúbicos de face centrada se aproximam das mesmas orientações preferenciais ⁽²⁷⁾.

Num ensaio simples, como o de tração uniaxial de um monocristal, a direção de deslizamento gira durante a deformação até aproximar-se do eixo de solicitação, e sob compressão, a direção de deslizamento gira até tornar-se normal ao plano de compressão. Situação semelhante ocorre com grãos individuais de metais policristalinos, porém, submetidos a estados de tensão bem mais complexos, mesmo quando solicitados num simples ensaio de tração, devido à interação existente entre os grãos ⁽²⁷⁾.

O tipo de textura presente após a deformação depende das características do material trabalhado (entre elas, a existência de uma textura prévia) e principalmente, da forma como se dá o escoamento, que está diretamente relacionado aos estados de tensão a que se submete o

material ao longo do processo. Também a temperatura empregada é fator importante, especialmente quando for suficiente para provocar recristalização ⁽²⁷⁾.

A Tabela 3 mostra exemplos de componentes e suas famílias de orientações e a Tabela 3 apresenta algumas texturas de acordo com a estrutura cristalina do metal e o tipo de processo utilizado ⁽²⁷⁾.

Tabela 2 - Exemplos de componentes e famílias de orientações notáveis que podem ser encontradas no espaço de Euller (36).

COMPONENTES	ORIENTAÇÃO	COMPONENTES	ORIENTAÇÃO
Cubo	{100}<001>	Cubo rodado	{123}<001>
Goss	{011}<100>	Cubo gemeo	{221}<122>
Cobre	{211}<111>	Aluminio (S)	{123}<634>
Latão	{011}<211>	Aluminio (B/S)	{681}<112>

Tabela 3 – Principais texturas produzidas por deformação a frio de acordo com o tipo de célula cristalina (27).

ESTRUTURA	PROCESSO(S)		TEXTURA	
CFC	Trefilação e Extrusão	<111> <100>	Paralela ao eixo do fio	TEX DE I
ССС	Trefilação e Extrusão	<110>	Paralela ao eixo do fio	TURAS FIBRA
HC	Trefilação e Extrusão	<1010>	Paralela ao eixo do fio	
CEC	Laminação	{110}	Paralela ao plano de laminação	
0.0	,	<112>	Paralela à direção de laminação	
		{001}	Paralela ao plano de laminação	
CCC	Laminação	<110>	Paralela à direção de laminação	
		{111}	Paralela ao plano de laminação	
НС	L	{0001}	Paralela ao plano de laminação	
	Laminação	<1120>	Paralela à direção de laminação	

Nota-se que os processos mencionados são aqueles em que há uma direção preferencial de escoamento (trefilação, extrusão e laminação).

Todo cristal é anisotrópico em alguma ou algumas de suas propriedades. Por exemplo, o módulo de elasticidade do cobre é quase três vezes maior na direção <111> do que na direção <100> (10).

Materiais com estrutura CCC e que foram deformados de modo apresentar textura de fibra <110> e a fibra {111} (fibra gama), geralmente retém esta textura após a recristalização. Comportamento similar apresentam os CFC, os quais retém os componentes <111> e <100> e apresentam adicionalmente o componente <112> após a recristalização ⁽²⁷⁾.

Abaixo seguem algumas observações importantes a respeito da texturização ⁽²⁷⁾:

- 1. A presença de grãos alongados não necessariamente implica na existência de textura;
- Ao analisar-se detalhadamente a textura de um metal, pode-se estimar os tratamentos termomecânicos a que foi previamente submetido;
- Controle de texturas pode ser feito pela escolha adequada de etapas de conformação e recozimento;
- Materiais com gradientes de tensões e deformações podem apresentar texturas diferentes para diferentes regiões analisadas;
- Idealmente, a simetria de textura relaciona-se com a simetria das deformações principais. Na prática, fatores diversos como por exemplo, uma distribuição irregular de precipitados pode modificar tais simetrias;
- 6. Como a textura depende do estado de tensão e do modo de escoamento, ela não pode ser associada à geometria do produto obtido. Por exemplo, um cilindro obtido por extrusão apresenta textura, o mesmo não ocorre com um cilindro semelhante obtido por forjamento radial;
- Comportamento de um monocristal em relação à texturização não é necessariamente idêntico ao do material policristalino, devido à interação mútua dos grãos através de seus contornos;
- Um material deformado pode apresentar texturas simples ou texturas complexas que exigem a representação por FDOC;
- 9. A anisotropia de propriedades mecânicas é afetada pela textura, bem como pela presença de inclusões, vazios, trincas e contornos de grãos orientados, o que se denomina "fibração mecânica". Também a presença de tensões residuais localizadas pode afetar a anisotropia.

3.6 EBSD

A difração por retroespalhamento de elétrons (Electron backscatter diffraction – EBSD) é uma técnica de caracterização microestrutural-cristalográfica para estudar qualquer material cristalino ou policristalino ⁽³⁷⁾. A técnica consiste em colocar uma amostra com superfície plana inclinada a 70° com o feixe de elétrons incidente. Os elétrons retroespalhados geram um padrão de difração, que aparece na forma de raias (linhas de Kikuchi), que pode ser visualizado em um monitor de vídeo ⁽³⁷⁾.

Comumente, após a varredura por EBSD em uma determinada amostra, o primeiro parâmetro a ser analisado é geralmente a textura. Contudo é importante ressaltar que diferentemente da difração de raios-X, que é uma técnica de medida que avalia a média das orientações sobre um "grande" volume do material, o EBSD é uma técnica de medida pontual da orientação. Desta forma, as texturas avaliadas por estas duas técnicas somente coincidirão se a região analisada por EBSD representar um volume considerável da amostra. Em presença de componentes fracas de textura (<10 vezes a intensidade de um material randômico), necessita-se de pelo menos 250 grãos para tomar os resultados comparáveis. A Figura 14 é uma representação passo-a-passo de uma varredura de EBSD ⁽³²⁾.



Figura 14 - Esquema de funcionamento de um EBSD ⁽³⁸⁾. Um feixe de luz atinge a amostra refletindo o padrão de Kikuchi em um detector do EBSD. As imagens são analisadas pelo computador e geram resultados como: mapas de orientação, mapas de distribuição de fases e FDOC's.

As imagens são obtidas por contraste de orientação, técnica em que as regiões que estão direcionadas para o detector aparecem mais claras do que aquelas que se encontram escondidas. As imagens apresentam tons de cinza, que variam de acordo com os planos cristalográficos, como mostram as Figura 15A, 18B e 18C ⁽³⁸⁾.



Figura 15 - Imagem da tela fosforescente mostrando (A) o background (com feixe desfocado), (B) o padrão de linhas de Kikuchi como foi adquirido e (C) efeito de correção (subtração do background). Adaptado ⁽³⁹⁾.

A distância para cada par de linhas do padrão de difração é inversamente proporcional à distância interplanar da respectiva família de planos, em alguns pontos vários pontos se interceptam, conforme mostra a Figura 16A. A identificação das linhas de Kikuchi e sua indexação através de um software exige o conhecimento prévio da estrutura cristalina do material analisado, a Figura 16B mostra um padrão de difração com linhas de Kikuchi indexadas ⁽³⁹⁾.



Figura 16 - Indexação das linhas de Kikuchi. A) sem indexação dos planos cristalinos; B) com indexação (38).

A importância do EBSD é a possibilidade de uma análise detalhada dos cristais. A técnica permite separar diferenças na textura do retículo cristalino, determinando áreas de recristalização e deformação ⁽⁴⁰⁾.

Outra importância é que o EBSD permite a análise cristalográfica em regiões muito pequenas. Usado em conjunto com o EDS (Energy Dispersive Spectroscopy), o EBSD permite a identificação de qualquer material cristalino a partir dos elementos constituintes, da simetria e dos parâmetros retículo cristalino ⁽⁴⁰⁾.

3.6.1 Técnicas para determinação da textura

As representações mais comuns da textura cristalográfica utilizando o EBSD são: figura de pólo, FDOC,s e a microscopia de imagem de orientação (OIM).

3.6.1.1 Figura de pólos

Uma figura de pólo é uma projeção estereográfica que mostra a distribuição de pólos, ou normais aos planos, de um determinado plano (hkl) específico, usando eixos da amostra como eixos de referência. Uma seleção conveniente de eixos de coordenadas para uma chapa é a seguinte: direção de laminação (DL, ou RD em inglês), direção transversal à direção de laminação (DT, ou TD em inglês) e direção normal à superfície da chapa (DN, ou ND em inglês). Esses eixos são ortogonais, isto é, mutuamente perpendiculares. A Figura 17 mostra como a figura de polo é formada ⁽¹⁰⁾.



Figura 17 - Passo-a-passo da formação de uma figura de polos. A projeção estereográfica é gerada com o auxílio dos eixos DL. DT e TD levando em consideração o sistema de referência do cristal e da amostra. Adaptado ⁽¹⁰⁾.

3.6.1.2 Microscopia de imagem de orientação (OIM)

O termo Microscopia de imagem de orientação ou "Orientation Imaging Microscopy" – OIM tem sido usado para descrever a área varrida de uma amostra, embora o termo mapa de EBSD seja bem usado ⁽³⁹⁾. Nestes mapas, uma cor é atribuída ao plano paralelo à área analisada e cada cor corresponde a uma orientação de acordo com um triangulo unitário de referência ⁽⁴¹⁾.



Figura 18 - Mapa de orientação de grãos para aço 2%Si, laminado 12,9% a frio, nas condições: laminada e tratada termicamente por 5 minutos, por 10 minutos e por 15 minutos. À baixo, a escala de cores apresenta as orientações dos grãos. Adaptado ⁽⁴¹⁾.

Quando a região analisada apresenta várias fases, a aplicação da OIM mostra-se uma ferramenta muito interessante. A partir dos dados gerados da região, um programa tratará estes dados apresentando uma imagem multicolorida, onde cada cor representa uma orientação especifica, com o mostrado na Figura 18⁽⁴¹⁾.

3.6.1.3 FDOC

As FDOC'S permitem uma descrição completa e quantitativa da textura. Essas funções especificam a frequência de ocorrência de determinadas orientações em um espaço tridimensional, e espaço é definido por três ângulos de Euler: $\varphi 1$, ϕ , $\varphi 2$. Existem dois sistemas de notação para os ângulos de Euler. Um foi proposto por Bunge e outro por Roe, sendo o mais utilizado o proposto por Bunge (que será descrito mais a frente) ⁽⁴²⁾.



Figura 19 - A) Representação esquemática de uma varredura de EBSD apresentada por uma OIM, B) FDOC correspondente e C) figura de pólo correspondente ⁽⁴³⁾.

Neste trabalho a textura será avaliada com base na OIM e FDOC. Como dito anteriormente, as OIM's geralmente são mais ilustrativas, dando uma ideia de como está a morfologia do material. Já as FDOC's carregam uma quantidade de dados mais completa sobre a textura, permitindo avaliar a orientação dos grãos por meio de diversos parâmetros.

3.6.2 Espaço de Euler

Foi proposto por Bunge ⁽⁴⁴⁾ que três ângulos de rotação em um espaço conhecido como "espaço de Euler" podem descrever qualquer orientação em um cristal. Todas as orientações possíveis podem ser descritas neste cubo ⁽⁴⁴⁾.

90





Embora uma orientação possa ser representada de forma única por um único ponto no espaço Euler, os gráficos 3d nem sempre são fáceis de interpretar. Em vez disso, geralmente construímos um grafico 2d representando o Espaço de Euler



900

(D1





Primeiro, o Espaço de Euler é dividido em "fatias" com intervalos de 5°

Essas fatias são reorganizadas em um grafico chamada FDOC.

Figura 20 - Formação da FDOC através do espaço de Euler. Adaptado (10).

O espaço de Euler é geralmente dividido em seções de ϕ_2 constante, por exemplo, seções com $\phi_2 = 0^\circ$, $\phi_2 = 5^\circ$, $\phi_2 = 10^\circ$, etc. até $\phi_2 = 90^\circ$.

As Figura 21A e Figura 21B mostram a localização no espaço de Euler das fibras e componentes de textura mais importantes de metais CFC. Essas componentes compreendem a fibra α entre Goss e Latão e a fibra β entre Latão e Cobre, passando pela componente do tipo S.

Tanto a fibra α quanto a fibra β serão apresentadas no tópico a seguir, já a fibra γ se torna mais importante no estudo da textura de metais CCC, portanto não será descrita aqui ⁽⁴⁵⁾.



Figura 21 - A) "Caminho" das fibras $\alpha \in \beta$ no espaço de Euler em um material CFC. B) Localização de algumas componentes mais comuns no "caminho" das fibras $\alpha \in \beta$.^(11,38)

A Figura 22 mostra com maior clareza onde as regiões com maior intensidade de textura se encontram em um espaço de Euller.



Figura 22 - Exemplo de FDOC com ilustração em 3D. Com o auxílio da figura em 3D é possível ter uma melhor percepção de onde as componentes Bs (Latão), Cu e S se encontram no espaço de Euller⁽⁴⁵⁾.

Uma representação do espaço de Euller típico para um material policristalino com orientação aleatória exibirá uma distribuição uniforme de pontos (Figura 23*a*). A figura de pólo correspondente a essa aleatoriedade esta apresentada na Figura 23*b*. A Figura 23*c* mostra essa aleatoriedade em uma seção de material, contendo os cristais em várias direções diferentes. Por outro lado, para um material com forte textura do tipo cubo, a distribuição de orientação será localizada nos cantos do espaço de Euler (Figura 23*d*). A figura de pólo e o arranjo correspondente do cristal em uma seção de material estão apresentados na Figura 23*e* e 23*f*. Estes são, no entanto, casos extremos e dificilmente são vistos realidade. Na maioria das situações práticas, há uma distribuição de intensidades no espaço de Euler (⁴⁶).



Figura 23 - Espaço de Euller, figura de polo e representação esquemática de uma amostra "sem" e com textura. Imagem do autor.

Lembrando que a análise feita utilizando o espaço de Euller acontece normalmente após se "fatiar" a figura em seu eixo ϕ_2 , gerando as FDOC's. Desta forma é possível analisar um objeto gerado em 3 dimensões em apenas 2 dimensões.

Em metais, especialmente metais laminados, é comum dar nomes próprios a componentes de textura específicas que ocorrem com maior frequência. Assim, temos "Cubo", "Latão", "Cobre", "S" e similares. Cada componente tem ângulos parciais de Euler.

Além dos nomes das componentes, existem nomes dados as fibras, temos como exemplo as fibras $\alpha \in \beta$, γ ⁽⁴⁷⁾.

3.6.2.1 Fibra alpha e fibra beta

A textura em materiais CFC consiste em duas "famílias" de orientações, chamadas respectivamente, fibra α e fibra β . Essas fibras parciais formam uma linha (ou um tubo) através do espaço de Euler, como mostrado na Figura 21A. A fibra α consiste em orientações que tem um eixo <011> paralelo ao plano normal de laminação, partindo da orientação 'Goss' (G:{011} <100>) e terminando na orientação 'latão' (B: {011} <211>). A fibra β começa na orientação de latão e passa por "S" (S: {123} <634>), as vezes também denotada como (S: {123} <412>) e termina em "cobre" (Cu: {112} <111>). Ambas as fibras podem ser encontradas em $\phi_2 = 90^{\circ}$ do espaço de Euler. A Tabela 4 **Erro! Fonte de referência não encontrada.** fornece as orientações com relação as fibras encontradas em materiais CFC e CCC e, a Tabela 5, fornece as coordenadas dos principais componentes dessas fibras ⁽⁴⁸⁾.

Tabela 4 - Orientações das fibras (48	3).
---------------------------------------	-----

ESTRUTURA	FIBRA	ORIENTAÇÃO		ESTRUTURA	FIBRA	ORIENTAÇÃO
	α	(110) DN		CCC	α	(110) DL
CFC	γ	(111) DN			γ	(111) DN
	Т	(110) DT			η	(001) DL
	β	Não há fibra			ξ	(110) DN
					З	(110) DT

É importante dizer que no caso da fibra β , por não ser totalmente ortogonal a algum plano ou direção, não se tem um consenso definido sobre sua definição como fibra.

COMPONENTES	ORIENTAÇÃO	φ1	φ	φ 2
	(011)[100]	0°	45°	0
GOSS	(110)[001]	90°	90°	45°
	(101)[0-10]	0°	45°	90°
~	(011)[2-11]	35,3°	45°	0°
IATÃO	(110)[1-12]	54,7°	90°	45°
	(101)[-1-21]	35,3°	45°	90°
	(132)[6-43]	27°	57,7°	18,4°
S	(231)[3-46]	52,9°	74,5°	33,7°
-	(231)[-3-64]	59°	36,7°	63,4°
	(112)[1-11]	37,5°	42,6°	25,5°
COBRE	(112)[1-11]	37,5°	42,6°	25,5°
	(112)[-1-11]	90°	35,3°	45°

Tabela 5 – Ângulos de Euller para as orientações mais comuns (48).

A textura de laminação do material CFC evolui durante a laminação. Isso será ilustrado com duas texturas típicas. A primeira é a textura de laminação do tipo cobre, que é representativa dos metais CFC com energia de falha de empilhamento de médio a alto, com o Cu (EFE: 78 mJ / m2) e o Al (EFE: 166 mJ / m2). A segunda é a textura latão e é representativa de materiais de baixa energia de falha de empilhamento, como o Cu-30% em peso de Zn (EFE: 20 mJ / m2) e a Ag (EFE: 22 mJ / m2)⁽⁴⁸⁾.

Todas essas orientações podem ser encontradas com o auxílio de ábacos (Figura 24). Ao se sobrepor os ábacos às FDOC's, torna-se possível mapear todas as orientações desejadas.



Figura 24 - Exemplo de ábacos utilizados na identificação de orientações. Na sequência: $\phi_2 = 0^\circ$, $\phi_2 = 45^\circ$ e $\phi_2 = 90^\circ$.

A Figura 25Erro! Fonte de referência não encontrada.a seguir ilustra algumas orientações encontradas em chapas laminadas a frio.



Figura 25 - Ilustração das orientações cristalográficas mais comuns. Imagem do autor.

A Figura 25A mostra a orientação de textura cubica (001) que é recorrente em materiais CFC recristalizados. Os 3 eixos da chapa <001> são paralelas as 3 arestas do cubo. A Figura 25B representa a orientação referente a Goss. Esta tem a ocorrência mais comum na recristalização do latão, por exemplo. Neste caso, o plano (011) está orientado para o DN e a direção [001] está ao longo da DL. A Figura 25C mostra a orientação da componente latão. Esta textura ocorre na laminação de materiais como o latão, prata e aço inoxidável ⁽⁴⁸⁾. A Figura 25D mostra todas juntas para melhor compara-las.

3.6.3 Preparação das amostras para a análise de EBSD

A difração de elétrons retroespalhados fornece informações sobre os primeiros planos atômicos abaixo da superfície do cristal. Pode-se afirmar de uma maneira aproximada que a figura de difração é proveniente dos primeiros 500 Å abaixo da superfície, sendo que os primeiros 100 Å são responsáveis pela maior contribuição. Portanto, a superfície a ser analisada deve ser preparada cuidadosamente, evitando-se a formação de filmes e a deformação plástica da superfície ⁽⁴²⁾. A preparação de amostras depende do tipo de material em questão. No caso de materiais metálicos dúcteis, deve-se, quando for factível, dar preferência ao polimento eletrolítico, como mostrado na Figura 26A ⁽⁴⁹⁾.



Figura 26 - Diferença entre tipos de polimento; figura A – polimento eletrolítico; figura B – Polimento mecânico, ambas em uma amostra de cobre puro. Imagem do autor.

Em muitos casos, porém, um polimento mecânico cuidadoso seguido de ataque metalográfico também dá bons resultados, mas a pratica do operador é fundamental para que riscos não atrapalhem a visualização da micrografia, como na Figura 26B. Mesmo no caso da amostra ter sido polida eletroliticamente, o ataque metalográfico facilita a localização e a escolha inicial da região a ser analisada ⁽⁴⁹⁾.

Na grande maioria dos casos, apenas a preparação metalográfica já se mostra adequada para a análise com EBSD ⁽⁵⁰⁾.

3.6.4 Aplicações da técnica de EBSD

As aplicações de EBSD podem ser classificadas em três classes: medidas de orientação de grãos (microtextura e mesotextura), identificação de fases e medidas de tensões internas. Dentre estas três classes, os estudos de microtextura e de mesotextura têm uma importância predominante. Pode-se afirmar que, os estudos de identificação de fases e de determinação de tensões internas utilizando EBSD representam juntos menos de 10% do total de trabalhos publicados ⁽⁴⁷⁾. Entre as duas classes de aplicações menos utilizadas também existem diferenças marcantes de importância. Enquanto a identificação de fases via estrutura cristalina utilizando EBSD ainda se encontra no estágio de desenvolvimento ⁽⁵⁰⁾.

Em seguida, discutem-se as aplicações de EBSD na determinação da orientação cristalográfica de microrregiões. A Figura 12 ilustra as principais diferenças entre as medidas tradicionais de textura (macrotextura), as medidas de microtextura e as determinações de mesotextura⁽⁵⁰⁾.

Nas medidas tradicionais de textura, aqui denominada macrotextura, para as quais é frequentemente utilizada a técnica de difração de raios x e algumas vezes a difração de nêutrons, é determinada a orientação de dezenas de milhares de grãos. As medições são feitas em um volume relativamente grande de material; cerca de 0,4 cm² de área por cerca de 2 µm de profundidade. Os resultados representam a frequência com que os planos cristalinos de cada grão estão orientados preferencialmente em relação a uma distribuição ao acaso (sem textura), com referência a dimensões externas da amostra (direções X, Y e Z e planos XY, XZ e ZY). Geralmente, procura-se associar estas direções e planos com direções e planos relevantes no processamento dos materiais, tais como plano e direção de laminação. As figuras de pólo resultantes representam um número enorme de grãos, mas a orientação de cada grão individualmente não pode ser identificada no conjunto de resultados ⁽⁵⁰⁾.

3.6.5 Vantagens e limitações da técnica de EBSD

Do ponto de vista de utilização, as principais características da técnica de EBSD podem ser sumarizadas da seguinte maneira ⁽⁵⁰⁾:

1. Amostras relativamente grandes, maiores que 10 x 10 mm², podem ser analisadas;

- 2. As figuras de difração podem ser obtidas de microrregiões com diâmetro menor que 1 μm. A resolução espacial depende fortemente do número atômico do material que está sendo analisado, da diferença de potencial utilizada para acelerar o feixe de elétrons, da corrente da amostra e do tipo de filamento utilizado para a emissão de elétrons. Por exemplo, para uma diferença de potencial de 20 kV e para uma corrente da amostra de 1 nA, utilizando filamento de tungstênio, a resolução lateral é aproximadamente 0,5 μm para o níquel.
- As orientações podem ser medidas com uma precisão absoluta de cerca de 2° e com uma precisão relativa de cerca de 0,5°.
- 4. O tempo de cada análise pode ser bastante curto. Para medidas controladas por computador, o tempo médio de cada medida fica entre 1 e 2 segundos. Isto permite que um número grande de medidas possa ser obtido e que áreas relativamente extensas sejam pesquisadas.

As principais limitações da técnica de EBSD estão relacionadas com os itens 1 e 3. Por exemplo, no estudo de microestruturas provenientes de deformação ou que sofreram recuperação é frequente a ocorrência de células de discordâncias e de subgrãos com dimensões menores que 1 µm e/ou com diferenças de orientação menores que 1Å. Nestas situações, devese utilizar microscopia eletrônica de transmissão e difração de elétrons em área selecionada.

Duas outras limitações podem também ser mencionadas: a análise de amostras isolantes e a indexação automática via computador de fases com estruturas cristalinas de baixa simetria. A análise de fases não condutoras acarreta carregamento elétrico da região em que o feixe incide. Conforme já foi mencionado, este efeito dificulta, mas não impede a realização da análise e uma alternativa para melhorá-lo é o uso de baixas diferenças de potencial para acelerar o feixe. O reconhecimento e a indexação automáticos de figuras de difração de fases não cúbicas ainda apresentam baixa confiabilidade e métodos e programas computacionais mais eficazes deverão ser desenvolvidos no futuro ⁽⁴⁹⁾.

3.7 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

A difração de raios X (DRX) é uma dispersão de raios causada pela interação dos elétrons dos átomos de um cristal que produz um efeito de interferência, de modo que o padrão de difração gerado forneça informações sobre a estrutura do cristal ou sua caracterização química⁽⁵¹⁾.

Os métodos de difração, seja de raios X, nêutrons ou elétrons se diferem principalmente pela a escala da área examina. A difração de elétrons fornece informações de regiões nanométricas; a difração de raios X fornecem informações de uma região milimétrica, e a difração de nêutrons apresenta grande penetração na amostra. Todas estas podem ser utilizados para se investigar a textura cristalográfica. A técnica de difração de raios X é a mais utilizada, já que ela permite a análise de um número grande de grãos (tipicamente alguns milhares, mas a quantidade é evidentemente dependente do tamanho de grão médio do material) em amostras com dimensões razoáveis (com áreas da ordem de 100 mm²), além de ser relativamente rápida e barata. A partir da análise de difração por raios X, ou pela técnica de EBSD, pode ser obtida a figura de distribuição de orientações ⁽⁵²⁾. Ao passo que o resultado primário da difração de raios X é uma figura de pólos, o resultado primário do EBSD é a figura de distribuição de orientações.

Em uma análise qualitativa de textura, utilizando um difratômetro de raios X e uma fonte de radiação monocromática, as intensidades relativas dos picos de difração de uma amostra que apresenta textura são comparadas com as intensidades dos respectivos picos de uma amostra teoricamente aleatória, e determinadas experimentalmente utilizando-se uma amostra na forma de pó compactado ⁽⁵³⁾. Pode-se adicionalmente, rodar o porta-amostras em torno de seu eixo normal para minimizar os efeitos de orientações preferenciais. Para uma análise quantitativa de textura, utiliza-se um goniômetro específico, que gira a amostra em torno do seu eixo normal e em torno de um eixo paralelo à sua superfície, buscando planos cristalinos específicos (ou seja, com o detector fixo em uma posição correspondente a um certo pico de difração). O procedimento é repetido para três ou mais dos picos de difração mais intensos do espectro padrão do material.



Figura 27 - As linhas horizontais representam planos atômicos de distância interplanar, cujos átomos são centros espalhadores de radiação incidente ⁽⁵³⁾.

4 MATERIAIS E METODOS

4.1 SEQUÊNCIA DE TRABALHO

O material utilizado em todo o trabalho foi uma chapa de cobre cedida pela Paranapanema S/A.

A chapa ao ser produzida foi laminada a quente, posteriormente laminada a frio e finalizada com o tratamento térmico de recozimento. Esta então foi cortada em tiras, gerando as amostras AM00, AM01, AM02 e AM03.

Com as amostras em mãos, foram feitas a laminação a frio nas amostras AM01, AM02 e AM03 (a amostra AM00 não foi laminada, esta foi apenas estudada no seu estado como recebida para que pudesse ser comparada com o material que sofreu os efeitos da laminação). Cada amostra foi laminada com sequencias de passes diferentes, variando a redução entre passes para cada amostra, porem mantendo-se a mesma espessura final para todas.

Após a laminação, as amostras foram submetidas ao tratamento térmico de recuperação, que teve a finalidade de facilitar a preparação metalográfica dos corpos de prova e favorecer a análise por EBSD. A temperatura utilizada foi de 300 °C pelo tempo de 30 minutos. Isto se tornou necessário pois a deformação final foi consideravelmente severa (80% de deformação), e sem que houvesse o tratamento térmico, a dificuldade encontrada para a preparação das etapas seguintes seria desnecessariamente elevada. Além disso, o tratamento térmico em temperatura intermediária causa a recuperação da estrutura deformada, mas não a sua recristalização, permitindo uma preparação mais adequada à análise de EBSD, sem a perda da textura de deformação.

Feito o tratamento térmico, seguiu-se para a confecção de amostras para os ensaios mecânicos de tração e dureza e, posteriormente, a realização destes ensaios. Em seguida, foi feita a preparação metalográfica apara analise no EBSD e, após a esta análise, realizou-se o tratamento térmico de recozimento para que ocorresse a recristalização das amostras.

Por último foi feita a preparação metalográfica para as análises no microscópio óptico e DRX. Nesta etapa, em especial para análise de DRX, foi realizada a avaliação na superfície e em sua meia-espessura. Esta análise em meia-espessura foi feita para se observar a diferença entre os efeitos do contato do cilindro de laminação com a superfície da amostra e a região interna onde o contato não existe, observando se o atrito com o cilindro e outros fatores relacionados a esse contato poderiam influenciar na textura do material.



A Figura 28 mostra um fluxograma dos processos utilizados para facilitar o entendimento da sequência de trabalho.

Figura 28 - Fluxograma da sequência de trabalho. Cada etapa está identificada com as amostras que foram manejadas.

É importante ressaltar que a preparação para a análise de EBSD e difração de raios-x foram feitas de maneiras distintas. Enquanto a DRX teve sua preparação de maneira mais convencional, com lixas de grana 200 até 1000 e polimento com pasta de diamante 3 µm, a análise de EBSD necessitou de uma preparação especifica. O método exige que a amostra tenha um acabamento da superfície muito superior para que a análise atinja um padrão mínimo aceitável. Todos os detalhes da preparação serão dados mais à frente.

4.2 CARACTERISTICAS DO MATERIAL COMO FORNECIDO

4.2.1 Dimensões

A chapa possui 2,5 mm de espessura inicial (como recebida) e foi cortada em 15 tiras menores como mostrado na Figura 29. Esta quantidade de tiras foi necessária pois as chapas também foram usadas para os ensaios de tração e dureza.

Os equipamentos utilizados serão detalhados e mostrados mais adiante.



Figura 29 - Cortes feitos na chapa de cobre para a confecção das amostras.

4.2.2 Composição química

A composição química foi determinada utilizando-se um espectrômetro de emissão óptica calibrado para ligas de cobre. O resultado da análise é mostrado na Tabela 6.

Zn	Pb	Sn	Р	Mn	Fe	Ni	Si	Mg
%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.55	<0.001	0.0013	0.0266	0.015	0.0022	<0.0005	0.0019	0.00017
Cr	As	Sb	Cd	Bi	Ag	Со	AI	S
%	%	%	%	%	%	%	%	%
< 0.0002	<0.0004	<0.0035	<0.0003	<0.001	0.0014	<0.0015	0.0031	0.00063
Ве	Zr	Au	В	С	Ti	Nb	Pt	Cu
%	%	%	%	%	%	%	%	%
< 0.0001	< 0.0003	<0.0003	<0.0004	0.0153	<0.0002	0.0019	<0.002	98.4

Tabela 6 - Composição química da chapa estudada (cobre comercialmente puro).

4.3 PROCESSO DE LAMINAÇÃO, TRATAMENTO TÉRMICO, ENSAIOS MECANICOS E PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA

4.3.1 Laminação

As amostras AM01, AM02 e AM03 foram conformadas em um laminador duo reversível (mas com o modo reversível não ativado) com a finalidade de se obter uma espessura final de 0,5mm, atingindo- se essa espessura em três sequencias de passes diferentes.

A Tabela 7 mostra as reduções que foram calculadas. A redução atingida (Tabela 8) foi diferente da redução esperada por problemas no laminador, onde seus cilindros se encontravam ligeiramente desalinhados, causando grande retorcimento na amostra e imprecisão nos passes. Visto isso, nota-se claramente que existe uma pequena discrepância entre os valores calculados e praticados.

Tabela 7 - Sequências de passes de laminação (reduções calculadas).

AMOSTRA	Nº de passes	SEQUÊNCIA DE PASSES (mm)
AM01	5 PASSES	$2,50 \rightarrow 1,66 \rightarrow 1,12 \rightarrow 0,75 \rightarrow 0,63 \rightarrow 0,50$
AM02	8 PASSES	$2,50 \rightarrow 2,05 \rightarrow 1,70 \rightarrow 1,35 \rightarrow 1,12 \rightarrow 0,92 \rightarrow 0,75 \rightarrow 0,62 \rightarrow 0,50$
AM03	11 PASSES	$2,50 \rightarrow 2,20 \rightarrow 1,92 \rightarrow 1,61 \rightarrow 1,48 \rightarrow 1,29 \rightarrow 1,14 \rightarrow 1,00 \rightarrow 0,87 \rightarrow 0,77 \rightarrow 0,67 \rightarrow 0,50$

Tabela 8 - Sequências de passes de laminação (reduções reais).

AMOSTRA	Nº de passes	SEQUÊNCIA DE PASSES (mm)
AM01	5 PASSES	$2,50 \rightarrow 1,96 \rightarrow 1,20 \rightarrow 0,92 \rightarrow 0,72 \rightarrow 0,49$
AM02	8 PASSES	$2,50 \rightarrow 2,20 \rightarrow 1,79 \rightarrow 1,44 \rightarrow 1,09 \rightarrow 0,95 \rightarrow 0,81 \rightarrow 0,64 \rightarrow 0,49$
AM03	11 PASSES	$2,50 \rightarrow 2,33 \rightarrow 2,10 \rightarrow 1,39 \rightarrow 1,36 \rightarrow 1,13 \rightarrow 0,99 \rightarrow 0,88 \rightarrow 0,77 \rightarrow 0,69 \rightarrow 0,57 \rightarrow 0,49$

A espessura de 0,49 mm foi utilizada pois após muitas tentativas de se chegar a 0,50 mm, o valor de 0,49 mm foi o que apresentou maior repetibilidade. Todas amostras foram laminadas no seu eixo longitudinal, em sua direção de laminação original.



Figura 30 - Tiras cortadas da chapa original. Todas possuem um tamanho aproximado de 100mm x 30mm.

A sequência de passes foi estabelecida utilizando-se da formula a seguir:

$$\varepsilon = \ln \left(e_0 / e_f \right) \tag{3}$$

Onde: e_0 = espessura inicial, e_f = espessura final e $\boldsymbol{\varepsilon}$ = redução.

4.3.2 Tratamento térmico

O tratamento térmico de recuperação teve como finalidade facilitar as a análise posteriormente feita no EBSD. A recuperação diminui a densidade de discordâncias, favorecendo um bom resultado no padrão da análise.

Todas as amostras permaneceram 30min no forno a uma temperatura de 300°C. A temperatura foi estabelecida seguindo-se a formula a seguir:

$$Tr = [(Tf + 273).0, 4] - 273$$
(4)

Onde: Tr = Temperatura de recuperação, Tf = Temperatura de fusão.

Já o recozimento feito posteriormente para as amostras analisadas no DRX teve sua temperatura estabelecida a 500°C.

4.3.3 Ensaio de dureza

Após o tratamento térmico, foi determinada a dureza correspondente a cada amostra. Foram medidos 30 pontos por amostra, utilizando o método de micro dureza vickers com carga de 100g. A espessura mínima do corpo de prova deverá ser pelo menos uma vez e meia o comprimento da diagonal média da impressão causada pelo penetrador na superfície, seguindo a norma ASTM 3854.

$$Em > 1, 5.d$$
 (5)

Onde: Em = Espessura mínima, d = Diagonal média de impressão.

1



Figura 31 - Impressão ensaio microdureza Vickers.

4.3.4 Ensaio de tração

Para o ensaio de tração foram cortadas 15 amostras (5 por cada sequência de passe) seguindo a norma NBR 6892, onde é delimitado as dimensões máximas e mínimas permitidas para os corpos de prova em formato de "gravata". As amostras foram usinadas com o auxílio de uma fresadora e, posteriormente, sofreram um fino acabamento com lixas de granulometrias 320, 600 e 1000 para que nenhum possível defeito gerado na usinagem interferisse no ensaio de tração, como rugosidade e rebarbas. A Figura 32 mostra as dimensões das amostras.



Figura 32 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração de acordo com a norma NBR 6892.

Os ensaios de tração foram realizados no laboratório de materiais para construção mecânica (MCM) localizado na FATEC-SP. Foi utilizado uma máquina universal de ensaios Time Group modelo WDW-B100 com velocidade de 10mm/min. O alongamento foi medido com um extensômetro de 50mm de curso.

4.3.5 Preparação metalográfica

As amostras foram cortadas em pequenas tiras de aproximadamente 10mm x 20mm. Pequenas marcações foram feitas para identificar o sentido da laminação e o número de passes de laminação que cada amostra sofreu. Todas amostras foram embutidas em baquelite.



Figura 33 - Amostras embutidas em baquelite. Cada embutimento possui dimensões em torno de 10mmX 20mm. No exemplo, 3 amostras foram embutidas em um único baquelite. Marcações foram feitas nas amostras para identificar o sentido de laminação e o número de passes que cada uma sofreu.

Entre as amostras analisadas pela técnica de difração de raios-x, três destas foram lixadas até sua meia-espessura, utilizando uma lixa de grana 400 e buscando uma redução em torno de 0,25mm de sua espessura. A redução atingida de fato foi de 0,29mm. Abaixo, a Figura 34 mostra um exemplo de amostra analisada em sua superfície e em sua meia-espessura.



Figura 34 - Esquema de preparação das amostras embutidas. Para a análise na superfície, o procedimento foi o tradicionalmente utilizado, já para a análise em meia-espessura, lixou-se a amostra embutida.

Feito isso, as amostras foram lixadas em granas de 600 a 1200 μ m, polidas com pasta de diamante de 3 e 1 μ m e, em seguida, seguiram caminhos distintos em sua sequência de

preparação, onde métodos diferentes foram usados para a análise micrográfica e para a análise no EBSD/DRX.



Figura 35 - Esquema mostrando a preparação das amostras com duas finalidades diferentes.

Para as amostras analisadas no microscópio ótico, foi realizado o ataque e polimento eletrolítico com corrente de 2.6A, tensão de 30V, nital 30% por 30 segundos. O ataque foi interrompido por agua e a superfície de observação seca através da evaporação de álcool isopropilico auxiliado por jato de ar quente. Já as amostras analisadas no EBSD e DRX foram submetidas ao polimento automatizado com sílica coloidal (60% sílica coloidal e 40% agua destilada) por 1 hora. A secagem também foi realizada com álcool isopropílico e de ar quente.

4.4 EQUIPAMENTOS, INSTRUMENTOS E ACESSÓRIOS.

4.4.1 Laminador

O laminador utilizado no trabalho foi fabricado pela empresa Eletrauri, possui cilindros duo de 76mm de diâmetro que giram a 20rpm e se encontra no PMT.



Figura 36 - Laminador Eletrauri.

O equipamento possui um pequeno desnível entre os rolos que atrapalhou um pouco o processo da laminação. Após algumas tentativas, conseguiu-se achar uma posição onde o material laminado saía com constância de espessura e sem grandes variações.

4.4.2 EBSD

O equipamento utilizado no trabalho foi o microscópio eletrônico de varredura com canhão de efeito de campo - FEG - Inspect 50, com detectores elétrons secundários, retroespalhados, espectrômetro EDS de raios-X e sistema EDAX de difração de elétrons retroespalhados EBSD – TEAM e se encontra no laboratório de microscopia eletrônica e de força atômica do PMT.



Figura 37 - Equipamento de EBSD com amostra de cobre.

A tabela a seguir mostra os parâmetros atingidos de cada amostra.

Tabela 9 - Parâmetros atingidos na análise por EBSD.

AMOSTRA	Nº PONTOS	INDICE DE CONFIANÇA
AM00	45238	0,49
AM01	61578	0,62
AM02	64565	0,52
AM03	67991	0,57

4.4.3 DRX

A análise de difração de raios x foi feita em um difratômetro Rigaku, equipado com goniômetro de textura. Para a análise, foi utilizado um tubo de raios x de cromo. Foram coletados dados das reflexões dos picos 110, 111, 200 e 311.



Figura 38 - Difratometro de raios-x RIGAKU⁽⁵⁴⁾.

A varredura ocorreu em uma faixa de ângulos de -75° até 75° em torno de um eixo no plano da amostra, com passo de 5°. A cada passo, a amostra sofreu rotação de 360°.

5 RESULTADOS E DISCUSSOES

5.1 MICROGRAFIAS

Entre as Figura 39 a Figura 41 estão dispostas a micrografia da amostra AM00.



Figura 39 - Cobre comercialmente puro com 0% de deformação. Espessura de 2,5 mm, não contendo outra fase além do cobre (Ataque: Nital 30%).



Figura 40 - Cobre comercialmente puro com 0% de deformação. Espessura de 2,5 mm, não contendo outra fase além do cobre (Ataque: Nital 30%).



Figura 41 - Cobre comercialmente puro com 0% de deformação. Espessura de 2,5 mm. É possível perceber pontos pretos causados pela oxidação. (Ataque: Nital 30%).

As figuras apresentam a amostra de cobre antes do processo de laminação com diferentes aumentos do microscópio óptico. Pode-se perceber que não existe nenhuma orientação preferencial dos grãos por se tratar de um material recristalizado, onde a tendência de crescimento dos grãos é eaquixial. As maclas que são facilmente identificadas na Figura 41 são formadas no processo de crescimento dos grãos isentos de deformação a partir de grãos deformados. É um defeito de superfície decorrente de tensões mecânicas ou térmicas (recozimento) que alteram a orientação do cristal, fazendo com que a região deformada se oriente simetricamente a rede cristalina, criando dois planos "espelhos" que facilitam o escorregamento de planos. A dureza de 67HV encontrada é característica de materiais muito dúcteis, que são usados para conformação na indústria. Os metais com estrutura atômica CFC (cobre, alumínio, ouro, chumbo, niquel, prata) possuem maior número de planos de escorregamento em sua estrutura atômica, o que possibilita um maior movimento das discordâncias no interior do material, causando o aumento da ductilidade e diminuição da dureza.

Entre as Figura 42 a Figura 44 estão dispostas as micrografias da amostra AM01.



Figura 42 - Amostra AM01, laminação em 5 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%).



Figura 43 - Amostra AM01, laminação em 5 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%).



Figura 44 - Amostra AM01, laminação em 5 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%).

As figuras acima apresentam a amostra AM01 após o processo de laminação com diferentes aumentos. A chapa foi deformada em 80,4% do total de sua espessura inicial em 5 passes de laminação. Em todas as imagens é possível perceber a direção de laminação (DL) no sentido horizontal da imagem, o que já era esperado após a deformação por laminação. A dureza da chapa foi aumentada em 57HV após a conformação (de 67HV para 124HV). Isto se deve ao aumento no número de defeitos causados pela deformação dos grãos como as discordâncias. Estas vão se acumulando e se entrelaçando causando rigidez na difusão atômica, aumentando a dureza do material. A deformação plástica de um material policristalino faz com que seus grãos adquiram uma orientação preferencial (textura). Neste caso, grãos individuais se acomodam diante a complexos estados de tensão, de modo que se mantem a conectividade dos contornos. A natureza e a intensidade da textura são determinadas pelo modo de deformação e a simetria do cristal.

Os pontos pretos em todas as imagens são causados pela corrosão que atingiu o material durante a preparação metalográfica.



Entre as Figura 45 a Figura 47 estão dispostas as micrografias da amostra AM02.

Figura 45 - Amostra AM02, laminação em 8 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%).



Figura 46 - Amostra AM02, laminação em 8 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%).


Figura 47 - Amostra AM02, laminação em 8 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%).

As figuras acima apresentam a amostra AM02 após o processo de laminação com diferentes aumentos. A chapa foi deformada em 80,4% do total de sua espessura inicial em 8 passes de laminação. Assim como na amostra AM01, é possível perceber em todas as imagens a direção de laminação (DL) no sentido horizontal da imagem e o severo efeito da laminação que impede a clara distinção dos grãos. A dureza da chapa foi aumentada em 56HV após a conformação (de 67HV para 123HV). Isto se deve ao aumento no número de defeitos causados pela deformação dos grãos como as discordâncias.

Os pontos pretos em todas as imagens são causados pela corrosão que atingiu o material durante a preparação metalográfica.



Entre as Figura 48 a Figura 50 estão dispostas as micrografias da amostra AM03.

Figura 48 - Amostra AM03, laminação em 11 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%).



Figura 49 - Amostra AM03, laminação em 11 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%).



Figura 50 - Amostra AM03, laminação em 11 passes. Espessura = 0,49mm (Ataque: Nital 30%).

As figuras acima apresentam a amostra AM03 após o processo de laminação com diferentes aumentos. A chapa foi deformada em 80,4% do total de sua espessura inicial em 11 passes de laminação. Assim como nas amostras AM01 e AM02, é possível perceber a direção de laminação (DL) no sentido horizontal da imagem e o severo efeito da laminação que impede a clara distinção dos grãos. A dureza da chapa foi aumentada em 56HV após a conformação (de 67HV para 123HV). Isto se deve ao aumento no número de defeitos causados pela deformação dos grãos como as discordâncias.

Os pontos pretos em todas as imagens são causados pela corrosão que atingiu o material durante a preparação metalográfica.

Analisando-se todas as micrografías apresentadas, com relação às características microestruturais entre as amostras deformadas, não houve uma mudança notável da microestrutura que poderia ter sido causada pelos diferentes passes de laminação. Basicamente chegou-se as mesmas características morfológicas em todas as amostras, onde ficou evidente o sentido da laminação, mas impossível perceber algum tipo de característica que remete ao número de passes que cada uma sofreu. Já a evolução na morfologia dos grãos em relação a

amostra AM00 ficou evidente, podendo-se notar grãos mais arredondados, sem deformação aparente, gerados no recozimento feito após a laminação a frio ainda na fabricação.

5.2 ENSAIOS MECÂNICOS

5.2.1 Ensaio de tração

As propriedades mecânicas mostradas na Tabela 10 foram medidas em uma máquina universal de ensaios preparada para o ensaio de tração. Foram ensaiadas 5 amostras para amostra de controle e para cada sequência de passes (AM00, AM01, AM02 e AM03). As medias dos resultados estão dispostos a seguir.

PROPRIEDADES	AM00 (RE	CEBIDA)	AM01 (5	PASSES)			
LR	157,86 MPa	$\sigma = \pm 0,58$	274,98 MPa	σ = ± 11,92			
LE	52,92 MPa	$\sigma = \pm 9,09$	262,2 MPa	$\sigma = \pm 16,80$			
Razão elástica	0,33	$\sigma = \pm 0,09$	0,95	$\sigma = \pm 0,08$			
Alongamento	29,60%	$\sigma = \pm 1,50$	0,85%	$\sigma = \pm 0,12$			
Estricção	19,95%	$\sigma = \pm 5,67$	0%	$\sigma = \pm 0,00$			
PROPRIEDADES	AM02 (8 I	PASSES)	AM03 (11 PASSES)				
LR	278,50 MPa	$\sigma = \pm 7,49$	247,44 MPa	$\sigma = \pm 10,81$			
LE	256,5 MPa	$\sigma = \pm 11,92$	238,9 MPa	$\sigma = \pm 18,35$			
Razão elástica	0,92	$\sigma = \pm 0,05$	0,96	$\sigma = \pm 0,07$			
Alongamento	0,83%	$\sigma = \pm 0,11$	0,78%	$\sigma = \pm 0,12$			
Estricção	0 %	$\sigma = \pm 0,00$	0%	$\sigma = \pm 0,00$			

Tabela 10 - Propriedades mecânicas.

* σ = desvio padrão

Em relação as amostras deformadas, não houveram mudanças notáveis no comportamento do material. Não foi possível perceber o efeito do alongamento a olho nu, possivelmente pelo fato das amostras estarem severamente deformadas, atingiu-se o limite de conformabilidade para que mudanças mais sensíveis fossem percebidas.

Em contrapartida, a amostra AM00 se mostrou claramente inferior em relação as propriedades mecânicas. O fenômeno que melhor descreve essa mudança de comportamento será descrito mais a frente

5.2.2 Ensaio de dureza

Foram medidos 30 pontos por amostra, utilizando o método de microdureza vickers com carga de 100g. A média dos resultados estão representadas na Figura 51.



A espessura mínima calculada para o material é de 0,05mm.

Figura 51 - Microdureza vickers HV0,1.

A Figura 51 mostra evidentemente que a diferença na sequência de passes de laminação não causou grandes diferenças na dureza do material. Já em relação a amostra AM00, essa diferença se mostrou grande e também será discutida mais à frente.



Figura 52 - Principais propriedades mecânicas.

A Figura 52 mostra a notável mudança das propriedades mecânicas quando comparada a amostra AM00 com as demais. Entre as amostras AM01, AM02 e AM03 houve uma ascendência (porém pequena) nesses valores, onde um número menor de passes de laminação acarretou em um pequeno aumento das propriedades mecânicas.

Após a laminação, ouve um acréscimo médio de 55 HV em relação a dureza (45,36%), 199,38 MPa em relação a limite de escoamento (376,76%) e 109,11 MPa em relação a tensão de resistência (69,12%), como mostra Figura 53. Isto se deve ao aumento de discordâncias e imperfeições promovidas pela deformação, que impedem o escorregamento dos planos atômicos. A densidade de discordâncias em um metal aumenta com a deformação devido à multiplicação ou formação de novas discordâncias, consequentemente a distância média de separação entre elas é diminuída, o que acarreta em uma rigidez da estrutura e aumento das propriedades mecânicas.



Figura 53 - Aumento percentual das propriedades mecânicas.

5.3 ANALISE DE TEXTURA

5.3.1 OIM por EBSD

A Figura 54 mostra as OIM's geradas a partir da análise de EBSD com sua escala de cores orientativa.



Figura 54 - Micrografias por imagem de orientação (OIM). Figura A = AM01, figura B = AM02 e figura C = AM03

Com o auxílio das OIM's acima, pode-se obter uma análise da distribuição da textura comparando-se o material antes e depois da laminação.

Em amostras sem deformação, como na Figura 54A, é comum estes mapas apresentarem homogeneidade de cores em um mesmo grão. Contudo, para amostras deformadas, o padrão da

distribuição das cores muda e é possível verificar essa mudança dentro do próprio grão, resultado da severa deformação a que foi submetido. No caso da amostra AM00 nota-se que não há uma textura forte. Como dito anteriormente, metais policristalinos quando deformados plasticamente podem ter diferentes distorções em seu arranjo em um mesmo grão, fenômeno gerado por diferentes sistemas de escorregamento, tornando cada região mais ou menos deformada⁽⁴¹⁾.

Nas amostras AM01, AM02 e AM03 (Figura 54B, 58C e 58D) é possível perceber que as imagens não mostram diferenças relevantes quanto a seus aspectos morfológicos. Porém, pode se notar uma grande modificação da orientação dos grãos após a laminação, indicando a formação de uma textura de deformação predominante, como o plano (011) paralelo a superfície da chapa. Outra componente que surge ao longo da deformação, representada pela cor arroxeada, é o plano (211) paralelo à superfície da chapa. Todos estes mantem basicamente a mesma distribuição de cores e morfologia dos grãos.

5.3.2 FDOC por EBSD

As imagens a seguir mostram as FDOC's geradas a partir da análise de EBSD.



Figura 55 - FDOC. Figura A = AM01, figura B = AM02, figura C = AM03 e figura D AM00.

É possível perceber uma clara mudança nas figuras, tanto em sua morfologia quanto na intensidade de cada uma delas. Essa mudança e evolução da textura serão analisadas mais à frente.



Figura 56 - Comparativo entre FDOC's em cortes 45°, 60° e 90°.

A análise das FDOC's acima, onde foram separados apenas os cortes em 0°, 45° e 60° (cortes notáveis para a indicação de componentes interessantes para chapas laminadas ⁽⁴³⁾), nos mostram que diferente de trabalhos onde fica nítida a formação de fibras α e γ , aqui estas não foram encontradas. A fibra α tem suas componentes encontradas nas direções <110> paralelas a direção de laminação (DL) e são claramente distinguíveis nos cortes $\phi_2 = 45^\circ$ e $\phi_1 = 0^\circ$. A fibra γ tem suas componentes com as normais aos planos {111} paralelas a direção normal de laminação, ou seja, tem suas componentes encontradas nas direções <110> paralelas a DN, e são observadas na seção $\phi_2 = 45^\circ$.

No restante, não foi possível identificar nenhuma peculiaridade relevante a distribuição das FDOC's.

5.3.3 Componentes e orientações por EBSD

A Figura 57 mostra as regiões onde alguns componentes são encontradas nos cortes $\phi_2=45^\circ$, $\phi_2=60^\circ$ e $\phi_2=90^\circ$ das FDOC's. Estas figuras serão usadas para melhor localizar as componentes nas FDOC'' a seguir.



Figura 57 - Regiões de componentes em $\phi_2 = 45^\circ$, $\phi_2 = 60^\circ$ e $\phi_2 = 90^\circ$ - Cobre, S, Latão, Cubo, Cubo rodado e Goss, respectivamente ⁽⁴²⁾.

As Figura 58, Figura 59 e Figura 60 e tabelas Tabela 11, Tabela 12 e Tabela 13 a seguir têm como objetivo mostrar as componentes e orientações que foram encontradas na análise de EBSD.



Figura 58 - FDOC's e coordenadas com o corte em $\phi_2 = 45^\circ$.

CORTE EM φ ₂	AMOSTRA	Nº	ORIENTAÇÃO	INTENSIDADE	φ 1	ф	φ 2	NOTAVEL*
		1	(112)[-1-1 1]	6,3	89,5°	35,1°	45°	С
	AN/00	2	(110)[0 0 1]	0,6	89,9°	89,3°	45°	G
	AIVIOU	3	(001)[1-1 0]	2,6	0,3°	0°	45°	
		4	(001)[-1-1 0]	2,7	90°	0°	45	
0	AM01	1	(112)[-1-1 1]	20,2	88,9°	33,7°	45°	С
V		2	(110)[0 0 1]	12,2	89,2°	90°	45°	G
		5	(110)[1-1 2]	4,1	35,1°	89,2°	45°	L
		3	(001)[1-1 0]	1,5	0,4°	0,3°	45°	
		1	(112)[-1-1 1]	17,7	90°	34,8°	45°	С
	AM02	2	(110)[0 0 1]	18,5	89°	89,9°	45°	G
		5	(110)[1-1 2]	1,8	35,1°	88,1°	45°	L
		1	(112)[-1-1 1]	3,6	90°	33,3°	45°	С
	AM03	2	(110)[0 0 1]	7,2	89,9°	90°	45°	G
		5	(110)[1-1 2]	3,1	36,1°	88,2°	45°	L
*G	= GOSS; L = LA [.]	TÃO (B	RASS); S = S; C = COB	RE (COOPER), CR = (CUBO ROI	DADO.		

Tabela 11 - Orientação e coordenadas para o corte em 45°.

A Figura 58 mostra a evolução da textura em $\phi_2 = 45^\circ$ (AM00 = sem deformação, AM01 = 5 passes, AM02 = 8 passes e AM03 = 11 passes).

A amostra AM00 exibiu textura de componentes do tipo cobre caracterizada pela orientação (112)[-1-11] e do tipo Goss, caracterizada pela textura (110)[001]. Na amostra AM01, ambas componentes ganham força. A componente do tipo Cobre mais que triplica sua intensidade, indo para 20,2x a aleatoriedade, já a do tipo Goss sobe para 12,2 (mais de 20x quando comparada com a amostra sem deformação). Ainda na amostra AM01, surge com pouca intensidade a componente Latão, com 4,1 de intensidade. Nesse ponto, temos o ápice da componente Cobre com a orientação (112)[-1-1 1] e da componente Latão com orientação (001)[1-12].

Na amostra AM02, a componente Cobre perde força, já a componente Goss continua a se intensificar, indo para 18,5 de intensidade. A textura do tipo Latão que havia surgido na amostra AM01 fica ainda mais fraca e cai para 1,8. Nesse ponto, temos o ápice da componente Goss com a orientação (110)[001].

Na amostra AM03 há uma queda acentuada na maioria das componentes. A componente cobre vai para 3,6 e a Goss para 7,2. A componente Latão é a única a ganhar um pouco de força, subindo sua ocorrência para 3,1.

Em geral, pode-se dizer que a texturização foi mais forte na amostra AM02.



Figura 59 - FDOC's e coordenadas com o corte em $\phi 2 = 60^{\circ}$.

CORTE EM φ ₂	AMOSTRA	N⁰	ORIENTAÇÃO	INTENSIDADE	φ1	ф	φ 2	NOTAVEL
0		1	(213)[-3-6 4]	5	58,3°	36°	60°	S
	AM00	2	(001)[-1-1 0]	4,5	72,2°	0°	60°	
		3	(212)[1-4 1]	3,9	18,1°	47,2°	60°	
\bigcirc	AM01	1	(213)[-3-6 4]	29,1	59,6°	36,6°	60°	S
9	AM02	1	(213)[-3-6 4]	18	59,7°	36,2°	60°	S
	A N A O O	1	(213)[-3-6 4]	7,5	59,7°	36,7°	60°	S
	AIVIUS	4	(210)[1-2 2]	10,2	42,2°	89,7°	60°	

Tabela 12 - Orientação e coordenadas para o corte em 60°.

A Figura 59 mostra a evolução da textura em $\phi_2 = 60$. Nesta sessão basicamente só foi evidenciado a componente S que aparece em todas as amostras.

Na amostra AM00, a componente S aparece com a intensidade de 5x a aleatoriedade. Outras duas orientações também estão presentes com intensidades próximas a componente S.

Na amostra AM01, a intensidade da componente S sobe drasticamente, atingindo a intensidade de 29,1x a aleatoriedade. Neste ponto essa componente chega ao seu ápice.

Ainda tratando da amostra AM01, é possível perceber que nenhuma outra orientação se mostra relevante, pois possuem baixa intensidade e não são caracterizadas nos textos estudados.

Nas amostras AM02 e AM03 a uma queda da intensidade da componente S (AM02 18 e AM03 7,5). Na amostra AM03 surge a textura (210)[1-22] com 10,2 de intensidade, porém não é também caracterizada na literatura.

Aqui é importante ressaltar que o estudo que inicialmente seria feito no corte a 60° (o que é de certa forma convencionado no estudo de textura) foi mudado para 63° . Isso foi feito pois a textura do tipo S ficou claramente mais evidenciada no corte a $63,3^{\circ}$ (48).



Figura 60 - FDOC's e coordenadas com o corte em $\phi 2 = 90^{\circ}$.

Tabela 13 - Orientação	e coordenadas para	o corte em 90°.
------------------------	--------------------	-----------------

CORTE EM φ ₂	AMOSTRA	N⁰	ORIENTAÇÃO	INTENSIDADE	φ 1	ф	φ ₂	NOTAVEL *
		1	(001)[-1-10]	2,6	45°	1,5°	90°	
		2	(100)[0-1-1]	2,5	45,8°	88,5°	90°	
0	A N 4 O O	3	(201)[0-1 0]	2,4	1,5°	62,3°	90°	CR
	AIVIUU	4	(102)[0-1 0]	2,5	0°	26,9°	90°	CR
		5	(101)[0-1 0]	1	0,2°	45,5°	90°	G
		6	(101)[-1-2 1]	1,7	35,3°	45,2°	90°	L
\bigcirc	AM01	5	(101)[0-1 0]	15,1	0,8°	44,6°	90°	G
Š		6	(101)[-1-2 1]	3,4	36,2°	45,6°	90°	L
01		7	(101)[-1-1 1]	7,2	54,2°	44,6°	90°	
	VV103	5	(101)[0-1 0]	16,1	0°	45,2°	90°	G
	AIVIUZ	6	(101)[-1-2 1]	8,6	35,2°	46,1°	90°	L
	VV/03	5	(101)[0-1 0]	6,8	0°	45,4°	90°	G
	AIVIU3	6	(101)[-1-2 1]	4,6	36,3°	45,3°	90°	L

Em relação a Figura 60, a amostra AM00 mostra muitas componentes, mas todas com baixa intensidade. Dentre essas orientações, duas são componentes cubicas (orientação cubo rodado de Nº 3 (201)[0-1-1] e orientação de cubo rodado de Nº 4 (102)[0-10]), uma componente do tipo Goss com orientação(101)[0-10] e outra do tipo Latão com orientação (101)[-1-21].

Na amostra AM01, a componente Goss ganha força e fica com intensidade de 15,1x a aleatoriedade. A componente Latão também fica mais forte, mas seu crescimento é menos destacável, subindo sua intensidade apenas para 3,4x a intensidade. Uma nova textura surge com orientação (101)[-1-11] com intensidade de 7,2x.

Nas amostras AM02 e AM03 apenas as componentes Goss e Latão são evidenciadas. A componente Goss atinge seu ápice na amostra AM02 com intensidade de 16,1. Já a componente Latão tem seu ápice na AM03, com 8,6x a aleatoriedade.

As Figura 61 e Figura 62 mostram a intensidade das componentes de texturas notáveis em relação sequência de passes.



Figura 61 - Evolução da textura por componente notável.



Figura 62 - Comparativo de todas as componentes notáveis.

Ao se analisar as Figura 61 e Figura 62, podemos notar claramente alguns aspectos do efeito dos passes de laminação na textura. Primeiramente, as Figura 61A, Figura 61B, Figura 61C e Figura 61D nos mostram que as amostras AM00 e AM03 são as que menos texturizaram, sendo respectivamente a amostra que não sofreu deformação e a amostra que teve os passes de laminação mais brandos (11 passes até alcançar a espessura final). As amostras AM01 e AM02 obtiveram maiores intensidades de textura, e como comparativo, são as amostras que tiveram os passes de redução intermediários (5 passes até a espessura final para a amostra AM01 e 8

É possível notar também que em relação as texturas, o maior aumento de intensidade a partir da amostra sem deformação ocorreu para a componente S, e o menor para a componente Latão, ambas pertencentes a amostra AM01. Outro dado interessante é que a única componente que diminuiu sua texturização em comparação a amostra AM00 foi a componente Cobre, como mostra mais claramente a fFigura 61A. Esta se encontrava com intensidade de 6,3x e ao sofrer 11 passes de laminação (AM03) passou a ter sua intensidade com o valor 3,6x; no restante, todas as componentes se intensificaram ao sofrer qualquer quantidade de passes de laminação.

Se torna importante lembrar que estas analises foram feitas apenas na superfície do material recuperado e com a técnica de EBSD. A seguir, será mostrado os resultados encontrados com a técnica de DRX feitas tanto na superfície quanto na meia-espessura do material recuperado e recristalizado.

5.3.4 Componentes e orientações por DRX

As imagens a seguir mostram as FDOC's nos principais cortes gerados a partir da análise de DRX junto com a FDOC da amostra sem deformação.



Figura 63 - Cortes notáveis em amostras analisadas por DRX em sua superfície e meia espessura.

Nesta análise, o material foi avaliado em sua meia-espessura em sua superfície. Sendo assim, cada amostra gerou 2 FDOC's. A Figura 63 mostra apenas os cortes em 45°, 60° e 90°.

As Tabela 14 e Tabela 15 mostram as orientações de cada componente de textura encontradas na Figura 63. É importante observar que entre as amostras recuperadas e entre as

amostras recristalizadas, as componentes encontradas foram as mesmas. A Tabela 14 representa as orientações encontradas nas Figura 63A e Figura 63C e a tabela Tabela 15 representa as orientações encontradas nas figuras Figura 63B e Figura 63D.

φ 2	AMOSTRA	ů	ORIENTAÇÃO	NOTAVEL	φ2	AMOSTRA	Ν	ORIENTAÇÃO	NOTAVEL	φ2	AMOSTRA	Nº	ORIENTAÇÃO	NOTAVEL	
		1	(112)[-1-1 1]	С			1	(213)[-3-6 4]	S			1	(001)[-1-10]		
	00	2	(110)[0 0 1]	G		MO	2	(001)[-1-1 0]				2	(100)[0-1-1]		
	AN	3	(001)[1-1 0]			A	3	(212)[1-4 1]			00	3	(201)[0-1 0]	CR	
		4	(001)[-1-1 0]			1		1 (213)[-3-6 4]			AN	4	(102)[0-1 0]	CR	
	_	1	(112)[-1-1 1]	С	•	AM			s			5	(101)[0-1 0]	G	
0	MO	2	(110)[0 0 1]	G	0							6	(101)[-1-2 1]	L	
L L	٩	3	(110)[1-1 2]	L		AM02	1	1	(213)[-3-6 4]	s			4	(201)[0-1 0]	CR
4	2	1	(112)[-1-1 1]	С							101	5	(101)[-1-2 1]	L	
	MO	2	(110)[0 0 1]	G		e				å	AN	6	(101)[0-1 0]	G	
	٩	3	(110)[1-1 2]	L		MM	1	(213)[-3-6 4]	S	6		7	(102)[0-1 0]	CR	
	~	1	(112)[-1-1 1]	С					4	(201)[0-1 0]	CR				
	MO	2	(110)[0 0 1]	G							102	5	(101)[-1-2 1]	L	
	A	3	(110)[1-1 2]	L							AN	6	(101)[0-1 0]	G	
												7	(102)[0-1 0]	CR	
												4	(201)[0-1 0]	CR	
											103	5	(101)[-1-2 1]	L	
											AN	6	(101)[0-1 0]	G	
												7	(102)[0-1 0]	CR	

Tabela 14 - Orientações encontradas na análise de DRX referente às FDOC's A e C.

Tabela 15 - Orientações encontradas na análise de DRX referente às FDOC's B e D.

φ 2	AMOSTRA	ů	ORIENTAÇÃO	NOTAVEL	φ 2	AMOSTRA	٥N	ORIENTAÇÃO	NOTAVEL	φ 2	AMOSTRA	δ	ORIENTAÇÃO	NOTAVEL	AMOSTRA	ōN	ORIENTAÇÃO	NOTAVEL		
		1	(112)[-1-1 1]	С			1	(213)[-3-6 4]	S			1	(001)[-1-10]	-		1	(-100)[001]	С		
	8	2	(110)[0 0 1]	G		MOC	2	(001)[-1-1 0]				2	(100)[0-1-1]	-		2	(001)[100]	С		
	AM	3	(001)[1-1 0]			A	3	(212)[1-4 1]				3	(201)[0-1 0]	CR		3	(0-10)[100]	С		
		4	(001)[-1-1 0]				1	(213)[-3-6 4]			AM00	4	(102)[0-1 0]	CR	AM02	4	(201)[0-1 0]	CR		
		1	(112)[-1-1 1]	С	•	60° Amoz Amo			S			5	(101)[0-1 0]	G		5	(101)[-1-2 1]	L		
0	M01	2	(110)[0 0 1]	G	0		-							6	(101)[-1-2 1]	L		6	(101)[0-1 0]	G
Ň	A	3	(110)[1-1 2]	L	9		1	1	1 (213)[-3-6 4]	1 (212)[2 6 4]	c			-		-		7	(102)[0-1 0]	CR
4		1	(112)[-1-1 1]	С			AN	1		3	°		-		-		8	(0-10)[001]	С	
	M02	2	(110)[0 0 1]	G				1 (213)[-3-6 4]] s	s o	6	1	(-100)[001]	С		1	(-100)[001]	С		
	A	3	(110)[1-1 2]	L		M03	1					2	(001)[100]	С		2	(001)[100]	С		
		1	(112)[-1-1 1]	с		A						3	(0-10)[100]	С		3	(0-10)[100]	С		
	103	2	(110)[0 0 1]	G							101	4	(201)[0-1 0]	CR	103	4	(201)[0-1 0]	CR		
	A	3	(110)[1-1 2]	L							A	6	(101)[-1-2 1]	L	A	5	(101)[-1-2 1]	L		
			()									6	(101)[0-1 0]	G		6	(101)[0-1 0]	G		
												7	(102)[0-1 0]	CR		7	(102)[0-1 0]	CR		
												8	(0-10)[001]	С		8	(0-10)[001]	С		

Como já foi dito, observa-se que as componentes encontradas nas amostras recuperadas, tanto em sua superfície quanto em sua meia-espessura foram as mesmas, e o mesmo acontece com as amostras recristalizadas. A principal diferença encontrada entre a superfície e a meiaespessura do material será a intensidade com a qual essas componentes se apresentam, como mostrado na Figura 64.



Figura 64 - Comparação de intensidades máximas de texturas independente da componente nas amostras analisadas pela técnica de DRX.

Aqui vemos que na superfície, tanto para a amostra recuperada quanto para a amostra recristalizada, foi onde ocorreram as maiores intensidades de textura. Também se nota que diferente do que constatado na análise por EBSD, a amostra que sofreu maior número de passes (AM03) mostrou um leve aumento da intensidade de textura quando comparada as demais.

Para efeitos de comparação, a Figura 65 mostra a diferença encontrada entre as duas técnicas levando em consideração apenas a intensidade máxima encontrada em cada FDOC. Isso se torna necessário pois a técnica de DRX não fornece dados tão completos quanto a análise de EBSD, que por sua vez pode identificar qual a intensidade de cada componente individualmente com maior facilidade.



Figura 65 - Comparação de intensidades máximas das análises de EBSD e DRX.

Observando a Figura 65, fica claro que quando comparada ao DRX, a análise de EBSD mostra discrepância quanto a intensidade da textura. Apenas a amostra AM01 seguiu a tendência vista no restante. Essa diferença de intensidade se dá pela variação de volume analisado por cada técnica. A análise de EBSD analisa rigorosamente a superfície, exigindo um acabamento superficial cuidadoso e a área analisada pela técnica é muito menor quando comparada a DRX. Entretanto, a técnica de EBSD gera informações mais detalhadas da textura existente no material. Já a análise por DRX abrange um volume maior de material, gerando uma amostragem maior de dados que consegue reduzir a relevância de possíveis defeitos de superfície que possam atrapalhar a análise.

5.3.4.1 Comparação: recuperação x recristalização na superfície.

A Figura 66 é referente as análises feitas na superfície. Estas foram separadas da Figura 63 para serem melhor analisadas.



Figura 66 - FDOC's da superfície – cortes em $\phi_2 = 45^\circ$, 60° e 90°.



Figura 67 - Comparação das intensidades máximas encontradas nas análises feitas na superfície por DRX.

No corte $\phi_2 = 45^\circ$ (Figura 68A e 72B) é possível notar nitidamente a ocorrência das texturas do tipo Cobre (ponto 1), Goss (ponto 2) e Latão (ponto 3) tanto na amostra recuperada quanto na amostra recristalizada. A intensidade da textura na amostra recuperada se mostrou maior em todas as 3 analises.

Nesta amostra recristalizada é verificada a ocorrência do fenômeno da nucleação orientada, onde mesmo após a recristalização, a orientação do grão existente antes do tratamento se mostra evidenciada.

No corte a $\phi_2 = 60^\circ$ (Figura 68C e 72D) é possível notar de forma clara a ocorrência da textura do tipo S (ponto 1), tanto na amostra recuperada quanto na amostra recristalizada. Aqui, a intensidade da textura na amostra recuperada também se mostrou maior em todas as 3 analises. É importante ressaltar que o ápice de texturização neste corte em $\phi_2 = 60^\circ$ foi em um ponto próximo a textura S, especificamente no corte em $\phi_2 = 63^\circ$.

Aqui também é notado a ocorrência do fenômeno da nucleação orientada.

No corte a $\phi_2 = 90^\circ$ das amostras recuperadas (Figura 68E) é possível notar a ocorrência das componentes do tipo Latão, Cubo rodado e Goss. Todas essas componentes se mostram mais intensas quando comparadas com as amostras que sofreram recristalização (Figura 68).

Observando essas componentes após a recristalização, é percebido que estas se mantem, porém, com menor intensidade, mostrando mais uma vez a concorrência da nucleação orientada. Novas componentes do tipo Cubo surgem nas amostras recristalizadas (pontos 1, 2 3 e 8), sendo que algumas destas com intensidades relativamente altas, em torno de 7,3x a aleatoriedade, fato que caracteriza o fenômeno do crescimento orientado, onde novas componentes com intensidades relevantes surgem após a recristalização.

5.3.4.2 Comparação: recuperação x recristalização na meia-espessura.

A Figura 68 é referente as análises feitas na meia-espessura. Estas foram separadas da Figura 63 para serem melhor analisadas.



Figura 68 - FDOC's da meia-espessura – cortes em $\phi_2 = 45^\circ$, 60° e 90° .



Figura 69 - Comparação das intensidades máximas encontradas nas análises feitas na superfície por DRX.

No corte a 45° é possível notar a ocorrência das texturas do tipo Cobre (ponto 1), Goss (ponto 2) e Latão (ponto 3) tanto recuperação quanto na recristalização. A intensidade da textura na amostra recuperada se mostrou maior em todas as 3 analises e foi verificado o fenômeno da nucleação orientada na amostra recristalizada.

No corte a 60° é possível notar a ocorrência da textura do tipo S (ponto 1), tanto na recuperação quanto na recristalização. Aqui, a intensidade da textura na amostra recuperada se mostrou maior em 2 amostras. É importante ressaltar que o ápice de texturização neste corte em $\phi_2 = 60$ foi em um ponto próximo a textura S. Na amostra recristalizada é possível verificar a ocorrência do fenômeno da nucleação orientada.

No corte a 90° das amostras recuperadas (Figura 68E) é possível notar a ocorrência das componentes do tipo Latão, Cubo rodado e Goss. Todas essas componentes se mostram mais intensas quando comparadas com as amostras que sofreram recristalização.

Observando essas mesmas componentes após a recristalização, é percebido que estas se mantem, porém, com menor intensidade, mostrando mais uma vez a concorrência da nucleação orientada. Novas componentes do tipo Cubo surgem nas amostras recristalizadas (pontos 1, 2 3 e 8), sendo que algumas destas com altas intensidades, em torno de 7,3x a aleatoriedade, fato que, novamente, caracteriza o fenômeno do crescimento orientado.

Avaliando os resultados dos dois tratamentos (Figura 66 e Figura 68), fica claro que a maior intensidade de textura foi alcançada nas amostras recuperadas, ou seja, a textura de deformação é significativamente mais intensa do que a textura de recristalização decorrente do tratamento térmico a temperatura mais altas. Agora comparando a intensidade de textura entre a superfície e a meia-espessura do material, é percebido que na superfície se encontram as maiores intensidades. Isto se deve a fatores como o atrito causado pelo contato do cilindro com

a amostra no momento da laminação, o possível aquecimento gerado por esse contato e a ocorrência de um cisalhamento mais intenso nesta região.



5.3.4.3 Comparação: superfície x meia-espessura da amostra recuperada.

Figura 70 - FDOC's das amostras recuperadas - cortes ϕ_2 em 45°, 60° e 90°.



5.3.4.4 Comparação: superfície x meia-espessura da amostra recristalizada.

Figura 71 - FDOC's das amostras recristalizadas - cortes ϕ_2 em 45°, 60° e 90°.

Analisando as FDOC's em todos os cortes de ϕ_2 , percebe-se que todas as componentes apresentadas na superfície se manterem no interior do material. Entretanto, a intensidade da textura na superfície se mostrou levemente maior como mostrado nas fFigura 72 e Figura 73.



Figura 72 - Comparação das intensidades máximas encontradas nas análises de DRX feitas nas amostras que passaram pelo tratamento térmico de recuperação.



Figura 73 - Comparação das intensidades máximas encontradas nas análises de DRX feitas nas amostras que passaram pelo tratamento térmico de recristalização.

A Figura 73 mostra uma única ocorrência onde a texturização da meia-espessura foi sutilmente maior que a superfície (AM03), porém, ao analisar todas as amostras neste mesmo comparativo, percebe-se que tal fato pode ter sido causado como uma ocasionalidade pontual.

Sabendo-se que a textura de laminação é heterogênea, ou seja, varia ao longo da espessura da chapa, a maior texturização da superfície pode ser atrelada a fatores já mencionados como o atrito dos cilindros e o maior cisalhamento na região.

5.3.4.5 Comparação entre técnicas: analise de EBSD e DRX

A Figura 74 compara à FDOC gerada no EBSD com a FDOC gerada no DRX, ambas são referentes as amostras recuperadas com a análise feita em sua superfície.



Figura 74 - Comparação dos resultados entre o EBSD e DRX.

Observando a Figura 74, é notado que muitas das texturas encontradas na análise de EBSD também foram encontradas na análise de DRX. No corte a 45° e 60°, basicamente as mesmas componentes foram encontradas. No corte a 90° ouve uma variação maior, onde algumas texturas cubicas foram evidenciadas apenas na análise de DRX.

Como já citado anteriormente, a intensidade da textura sofreu grande variação entre os métodos. Para a amostra AM01, o EBSD registrou a textura mais forte (EBSD max = 29.3 e DRX max = 16.3), para a amostra AM02, o EBSD também registrou uma textura mais forte porem com menor diferença (EBSD max = 18.4 e DRX max = 16.0). Já na amostra AM03, a maior texturização foi observada na análise de DRX (EBSD max = 9.1 e DRX max = 17.3).

A causa dessa diferença também já foi descrita e basicamente se deve a área e profundidade de análise que cada técnica permite, mudando essencialmente a amostragem.

6 CONCLUSÕES

Entre as amostras que sofreram deformação, é percebido um pequeno aumento das propriedades mecânicas da amostra AM01 em relação as demais, porem esse aumento se mostrou pouco relevante, o que indica que a diferença na redução de cada passe não altera de maneira significativa as propriedades mecânicas.

Diferentes sequencias de reduções alteram a intensidade da textura final, mas não seguem de forma direta a variação dos passes de laminação, ou seja, a textura encontrada não foi necessariamente mais intensa ou mais branda de acordo com a severidade dos passos de laminação.

As componentes do tipo Cobre e S se apresentaram com maior intensidade na amostra AM01 (AM01 = 5 passes de laminação), tendo em contrapartida, as componentes do tipo Goss e Latão que se manifestaram de forma mais intensa na amostra AM02 (AM02 = 8 passes de laminação). Pode-se assim dizer que laminações com sequencias de redução intermediarias (de 8 a 5 passes) são ideais para a texturização deste material.

Corroborando com a afirmativa anterior, as amostras AM00 (AM00 = 0 passes de laminação, material como recebido) e AM03 (AM03 = 11 passes de laminação) não foram bemsucedidas para a formação da textura, apresentando de maneira geral texturas com baixas intensidades.

A análise de difração de raios-x mostrou que o contato da superfície da amostra com o laminador pode interferir na texturização. As forças que atuam na superfície causam uma leve distinção na intensidade da textura quando comparada ao interior do material, sendo encontrado na superfície as maiores intensidades de textura.

Com os tratamentos de recuperação e recristalização, foi possível verificar que as componentes de textura presentes antes da recristalização ainda permaneceram presentes após o tratamento, porém, com menor intensidade. A recuperação auxiliou na preparação metalográfica e ajudou a evidenciar o fenômeno da nucleação e crescimento orientados.

7 REFERENCIAS BIBLIOGRAFIA

- SARDINHA, N. A. Comparação da Textura e Propriedades Mecânicas de Um Aços IF Para Estampagem Resultante da Laminação Convencional e Assimétrica. Rio de Janeiro. 2012.
- 2. EPSTEIN, S. G.; CARLSON, O. N. The Elastic Constants Of Nickel-Copper Alloy Single Crystals. Acta Metallurgica. Vol. 13, 1965.
- ALMEIDA, L.O. Influência da redução a frio sobre a estampabilidade de chapas de aço inoxidável ABNT 430 laminadas a frio. Dissertação de mestrado. UFMG (1987).
- 4. HAMMOND, C. R. The elements, Handbook of chemistry and physics. Boca Raton. New York, 2004.
- 5. KIM, S.-H. et al. Evolution Of Rolling Textures Of Cold Rolled Cooper Foils. KIMS. 2009.
- 6. MASSARO, E. J. Handbook of cooper pharmacology and toxicology. Humana press, New York. 2002.
- SMITH, F. W.; JAVAD, H. Foundations of materials science and engineering. Mc Graw Hill. 5° Ed. New York. 2004.
- 8. IBRAM. Informações da economia mineral brasileira. **IBRAM**. Disponível em: <<u>http://www.ibram.org.br/sites/1300/1382/00002788.pdf</u>>. Acesso em: 03 jun. 2016.
- EUROPEAN ALUMINIUM ASSOCIATION (EAA). Alumatter. Liverpool. Disponível em: <<u>http://core.materials.ac.uk/repository/alumatter/anisotropy.htm</u> >. Acesso em: 02 mar. 2016.
- PAULI, E. A. D.; ULIANA, F. S. Materiais Metálicos e Não Metalicos. SENAI. São Paulo. 1996.
- 11. KESTENS L. A. I., P. H. Texture formation in metal alloys with cubic crystal structures. Material Science and Technology, p. 9, Setembro 2016.
- BARRET, C.S. AND MASSALSKI T.B. Structure of Metals. 3rd revised edition. McGRAW. 1943.
- 13. TABELA SLIDE PMT
- 14. FILHO, E. B.; SILVA, I. B.; BATALHA, G. F; BUTTON, S. T. Conformação Plástica dos Metais. EPUSP. São Paulo. 2011.

- 15. PRICE, W.O.W.; VAUFGAM, E.H. Conventional Strand Annealing. The iron and Steel Institute Special Report. 1963.
- 16. SANTOS, O. Operador de processo de produção. Clube de Autores. São Paulo. 2013.
- 17. HUGHES, D. A; HANSEN, N. Microstructural evolution in nickel during rolling from intermediate to large strains Metall. Trans., vol. 24. 1993.
- DARRIELAUT, M. G; DRIVER, J. H. Les héterogénéités de déforniation plastique: aspects microscopiques et macroscopiques. La Revue de MétaUurgie-CIT/Science et Gónie des Matériaux. 1997.
- 19. SADIM, H. R. Z. Textura e Relações de Orientação. USP. 2003.
- 20. OZORIO, M. D. J. C; MACHADO, J. A; MEER, M. V. D. Determinação do coeficiente de encruamento por meio de analise de impressão em ensaio de dureza. Disponível em: <<u>https://portalperiodicos.unoesc.edu.br/apeuj/article/view/13824</u>>. Acesso em: 15 jun. 2020.
- 21. O COBRE: UM VELHO JOVEM METAL. Ifsc.edu. 2012. Disponivel em: <u><https://wiki.ifsc.edu.br/mediawiki/images/1/15/Aula_13.pdf></u>. Acesso em: 16 maio 2016.
- 22. HONEYCOMBE. R.W.K. The Plastic Deformation Of Metals. Londres. 2° Ed. 1984.
- 23. LOW, M. Determinação do estágio inicial da recristalização em ligas de alumínio por difração de raios-x. IPEN. São Paulo. 2000.
- 24. CARTER, W. C. X-Ray Diffraction. Massachusetts: Department of Materials Science and Engineering – MIT. Disponível em: http://pruffle.mit.edu/atomiccontrol/education/xray/xray_diff.php. Acesso em: 05 out. 2019.
- 25. ENGLER, O.; LUCKE, K. Mechanisms of recrystallization texture formation in aluminium alloys. Scripta metallurgica et materialia, 1992.
- 26. XIYONG WANG, X. L. J. X. Mechanism of surface texture evolution in pure copper strips subjected to double rolling. **Science Direct**, Pequin, n. 2014, p. 5, Fevereiro 2013.
- 27. KALLEND J. S., D. G. J. The Development Of Texture In Copper And Copper Zinc Alloys. Gordon and Breach Science Publishers, London, v. 1, p. 51-69, out. 1971.

- 28. ANTENOR, J. P. M. Estudo da evolução da textura cristalografica em aluminio comercialmente puro processado por extrusão angular em canal (EAC). Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro. 2011.
- 29. KOZACZEK K, R. C. O. . C. J. J. C. . Y. C. J. The Representation O Texture In COLDrolled Copper Sheet By An Advanced X-Ray Difraction Technique. Universidade da Pensilvania, Pensilvania, p. 3, Fevereiro 1996.
- 30. SILVA, M. C. A. Avaliação da textura e da microestrutura de deformação de um aço eletrico GNO com 1,25% de Si laminado a frio. EPUSP. São Paulo. 2007.
- 31. RUIZHAO, I. G. Texture and Anisotroy: Applications, 2015. Disponivel em: <u><http://web.mse.ncku.edu.tw/~lmmp/lecturenotes/texture_2016_P11_appl_v1.pdf></u>. Acesso em: 17 Janeiro 2018.
- 32. VACHER, H. C. Development Of Texture in Copper By Cold-Rolling. NATIONAL BUREAU OF STANDARDS, Chicago, v. 26, p. 393-401, Maio 1941.
- 33. DOHERTY, R. D.; HUNGHES, D.A.; HUMPHREYS, F.J.; Et. al. Current issues in recrystallization: a review. Materials Science and Engineering. 1997.
- 34. RODRIGUES, H. C. Simulação em Laminador Piloto da Influência da Lubrificação Durante o Processo de Deformação a Quente na Microestrutura e Textura do Aço Inoxidável Ferritico AISI 430. UFMG. Belo Horizonte. 2008.
- 35. CIENCIA DOS MATERIAIS. **Cienmat.org.** Disponível em: <<u>http://www.cienciadosmateriais.org/index.php?acao=exibir&cap=9&top=105</u>>. Acesso em: 05 Ago 2019.
- JORGE, A. M. Microscopia Eletrônica de Varredura. ABMUFSCar. São Carlos. 2003.
- 37. ENGLER, O.; RANDLE, V. Introduction To Texture Analysis. CRC Press. New York. 2010.
- GONÇALVES, M. C. Técnica avançada permite análise profunda de cristais. AUNUSP. Disponivel em: < <u>http://www.usp.br/aun/exibir?id=3717</u>>. Acesso em: 06 mar. 2017.
- 39. LOW, M. Estudo do desenvolvimento da textura durante a recristalização primaria de aços ferriticos por difração de raios X e difração de eletrons retroespalhados. IPEN. São Paulo. 2006.
- 40. BUNGE. Texture Anaçysis in Materials Science. Ohio: Butterworth & Co, 1969.

- 41. REZENDE, J. E. Evolução da microestrutura e textura com a temperatura de acabamento de um aço GNO com 1,3%Si. Ouro Preto. 2003.
- 42. PADILHA, A.F.; Ambrozio Filho, F. Técnicas de Análise Microestrutural. EPUSP. São Paulo. 2013.
- 43. MARTINS, J. D. P.; PADILHA, A. F. Revista Escola de Minas. SCIELO, 01 jul. 2007. Disponivel em: <<u>http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0370-44672007000300019</u>>. Acesso em: 09 jun. 2017.
- 44. MATHIES S., V. G. W. On the reproduction of the orientation distribution function of texturized samples from reduced pole figures using the conception of a conditional ghost correction. **Physica Status Solidi**, 1982.
- 45. ROLLE, T. Texture Components and Euler Angles. Carnegie Mellon. 2016.
- 46. VERLINDEN, B.; DRIVER, J.; INDRADEV SAMAJDAR, R. D. Thermo-Mechanical Processing Of Metallic Materials. Cap 8. ScienceDirect. 2007.
- 47. JORGE, A. M. Microscopia Eletrônica de Varredura. ABMUFSCar. São Carlos. 2003.
- 48. LIMA, L. M. G. D. Estudo da evolução da textura, da microtextura e da mesotextura de recristalização, após baixos graus de deformação a frio, em dois aços ferriticos com baixo teor de carbono. IPEN. São Paulo. 2005.
- 49. MSE. Texture Componentes and Euller Angles. Pajarito Materials, 2016. Disponivel em: http://pajarito.materials.cmu.edu/rollett/27750/L2-Components_EulerAngles-19Jan16.pdf>. Acesso em: 26 abr. 2017.
- 50. UNESP/SOROCABA. UNESP, 06 dez. 2016. Disponível em: <<u>httpwww2.sorocaba.unesp.brgpmEspectroscopia%20de%20Emiss%C3%A30%20%</u> <u>C3%93ptica.htm</u>>. Acesso em: 08 jan. 2017.
- 51. CULLITY B.D.; STOCK S.D. Elements of x-ray diffraction. Pretice-Hall, New York. 2001.
- 52. MORALES, L. F. G.; HINRICHS, R.; FERNANDES, L. A. D. A Técnica de Difração de Elétrons Retro-Espalhados (EBSD) em Microscopio Eletronico de Varredura (MEV) e Sua Aplicação no Estudo de Rochas Deformadas. Porto Alegre. 2007.
- BRUKER. Bruker. Disponivel em: <<u>https://www.bruker.com/404</u>>. Acesso em: 16 jun. 2017.
- 54. BAPTISTA, A. L. B.; SOARES, A. R.; NASCIMENTO, I. A. O ensaio metalográfico no controle de qualidade. UFF / EEIMVR. Rio de Janeiro. 2015.

<u>APÊNDICE A</u> FDOC – Análise de EBSD



Figura 75 - FDOC Amostra 00. Amostra sem tratamento.



Figura 76 - FDOC Amostra 01. Recuperação na superfície.



Figura 77 - FDOC Amostra 02. Recuperação na superfície



Figura 78 - FDOC Amostra 03. Recuperação na superfície.



Figura 79 - FDOC Amostra 01 Recuperação em 1/2 espessura.



Figura 80 - FDOC Amostra 02. Recuperação em 1/2 espessura.



Figura 81 - FDOC Amostra 03. Recuperação em 1/2 espessura.



Figura 82 - FDOC Amostra 01. Recuperação na superfície.


Figura 83 - FDOC Amostra 02. Recuperação na superfície.



Figura 84 - FDOC Amostra 03. Recuperação na superfície.



Figura 85 - FDOC Amostra 01. Recristalização em 1/2 espessura.



Figura 86 - FDOC Amostra 02. Recristalização em 1/2 espessura.



Figura 87 - FDOC Amostra 03. Recristalização em 1/2 espessura.



Figura 88 - FDOC Amostra 01. Recristalização na superfície.



Figura 89 - FDOC Amostra 02. Recristalização na superfície.



Figura 90 - FDOC Amostra 03. Recristalização na superfície.