

DANIEL PALLOS FRIDMAN

**O ESTUDO DA EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL E DE TEXTURA
DE LATÃO 70/30 DEFORMADO A FRIO E RECOZIDO**

São Paulo
2007

DANIEL PALLOS FRIDMAN

**O ESTUDO DA EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL E DE TEXTURA
DE LATÃO 70/30 DEFORMADO A FRIO E RECOZIDO**

Trabalho de formatura apresentado à
Escola Politécnica da Universidade de
São Paulo para a graduação em
Engenharia Metalúrgica

São Paulo

2007

DANIEL PALLOS FRIDMAN

**O ESTUDO DA EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL E DE TEXTURA
DE LATÃO 70/30 DEFORMADO A FRIO E RECOZIDO**

Trabalho de formatura apresentado à
Escola Politécnica da Universidade de
São Paulo para a graduação em
Engenharia Metalúrgica

Área de concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Ronald Lesley Plaut

São Paulo

2007

À minha mãe Liane, aos meus avós
Estevão e Helma, à minha tia
Débora e à minha noiva Marina

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Ronald Lesley Plaut pela oportunidade do trabalho, pela paciência e pela orientação neste trabalho.

Ao Engenheiro Nicolau A. Castro pelas discussões e explicações que muito elucidaram os problemas estudados e pelo tempo cedido nas análises de difratometria.

Aos colegas do Laboratório de Metalurgia e Materiais Cerâmicos do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (LMMC-IPT), em especial, à Cátia, ao Humberto, ao André e ao Roger.

Aos colegas da Faculdade de Odontologia da USP, Carla, Marcelo, Vinícius, Yuri e Márcia.

Ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (IPT), pelo uso de suas instalações.

Aos técnicos dos laboratórios do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Cláudio, Danilo e Rubens pela ajuda na preparação das amostras.

Aos meus colegas de Escola Politécnica, Mariana, Gerson, Leandro, Cristiane, André Hirano, Márcio, André Lyrio, Andreas, Fausto, João, José Adriano, Marcelo, Rafael, Hugo, Nilson e Guilherme, que muito enriqueceram o período da universidade.

À minha tia Débora, cujo apoio no fim do curso de graduação foi um grande incentivo.

RESUMO

O objetivo deste trabalho foi estudar as características de chapas de latão 70/30 quanto à evolução microestrutural e de macrotextura durante laminação a frio e recozimento, de modo a representar as condições finais de um produto comercial. Foram feitas metalografias e análise de textura por difratometria de raios-X dos corpos-de-prova bruto de fusão, encruados com duas reduções diferentes e tratados termicamente para duas temperaturas em quatro durações distintas. Foi evidenciada a heterogeneidade do processo quanto ao gradiente de deformação entre superfície e linha central dos corpos-de-prova e as respectivas componentes cristalográficas que se formaram no recozimento posterior.

Palavras-chaves: Latão 70/30. Heterogeneidade. Textura. Difração de raios-X.

ABSTRACT

The purpose of this work was to study the macrotexture and microstructural evolution / characteristics during cold rolling and annealing of a 70/30 brass sheet..

The aim was to reproduce the industrial conditions

Metallography and texture analysis, through X-rays diffractometry, have been carried out for the as-cast specimen, work-hardened specimens (for two different reductions), and annealed specimens (for two different temperatures / four distinct times).

The process heterogeneity was made evident through the deformation gradient observed between the surface and the centre of the specimens and their respective crystallographic components that have been formed on annealing.

Keywords: 70/30 brass. Heterogeneity. Texture. X-ray diffraction.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
1.1 Objetivo.....	2
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 Latão 70/30.....	3
2.2 Deformação na laminação a frio de latão 70/30.....	4
2.2.1 Bandas de deformação	6
2.2.2 Macação mecânica	6
2.2.3 Bandas de cisalhamento	7
2.2.4 Efeito do atrito ferramenta/laminado na anisotropia	8
2.3 Recristalização	9
2.3.1 Nucleação.....	10
2.3.2 Crescimento das regiões recristalizadas	11
2.3.4 Outros efeitos de tratamento térmico.....	11
2.4 Textura do latão 70/30.....	12
2.4.1 Lei de Bragg e goniômetro de textura.....	12
2.4.2 Função Distribuição de Orientação em CFC	13
2.4.3 Textura de laminação a frio do latão 70/30.....	14
2.4.4 Textura de recristalização de latão 70/30	21
3 MATERIAIS E MÉTODOS	24
3.1 Matéria prima.....	24
3.2 Processamento.....	24
3.2.1 Corpos-de-prova para tratamento térmico	24
3.2.2 Corpos-de-prova para análise de macrotextura e metalografia	25
3.3 Análise de textura e ensaio metalográfico	26
3.3.1 Difração de raios-X	26
3.3.2 Análise metalográfica	27
4 RESULTADO E DISCUSSÃO	28
4.1 Apresentação do corpo-de-prova bruto de fusão	28
4.2 Textura e metalografia dos corpos-de-prova laminados.....	29
4.3 Textura dos corpos-de-prova recristalizados	35
4.3.1 Textura dos corpos-de-prova recristalizados reduzidos a 88,4%	35
4.3.2 Textura dos corpos-de-prova recristalizados reduzidos a 72,5%	38

4.3.3 Metalografia dos corpos-de-prova recristalizados	40
5 CONCLUSÕES	44
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	45

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1: Diagrama de fases binário para ligas Cu-Zn [2].....	4
Figura 2.2: ilustração de bandas de transição em meio a um grão produzido por laminação a frio [16].....	6
Figura 2.3: ilustração de bandas de cisalhamento que se estendem ao longo de toda a espessura de um corpo conformado [16].....	8
Figura 2.4: ilustração da influencia do atrito entre as superfícies ferramenta/laminado na anisotropia [10].	9
Figura 2.5: ilustração de goniômetro de textura [14]	13
Figura 2.6: ilustrações de ODF e do espaço euleriano ilustra o subespaço euleriano com as principais fibras de CFC [11].	14
Figura 2.7: Evolução das principais componentes CFC para latões de diversos teores de zinco. (a) C, (b) S, (c) B, (d) G e (e) maclas de cobre (TC - {255}<511>) [13].	15
Figura 2.8: intensidade na linha central das componentes de orientação ao longo das fibras α (a) e β (b) [11].	17
Figura 2.9: é apresentado em (a) um mapa de referência para poder observar em (b) a que orientações cada mecanismo conduz a microestrutura [13].	17
Figura 2.10: evolução da intensidade das texturas da fibra τ ao longo da deformação [11].	19
Figura 2.11: Evolução da textura de deformação a frio apresenta em ODF ($\phi_2 = 45^\circ$) [13].	19
Figura 2.12: perfil da textura na superfície e na meia-espessura de corpo-de-prova de alumínio: (a) próximo a superfície e (b) próximo a meia-espessura[15]. (c) e (d) apresentam a influência do cisalhamento devido ao atrito no modelamento da textura de superfície [10].	20
Figura 2.13: ODF's de latão 63/37 laminados a frio e recristalizados. (a) 70% red, T=350°C, t=400s, (b) 97% red, T=350°C, t=400s e (c) 97% red, T=445°C, t=30s [9].	22
Figura 3.1: Seqüência de produção de corpos-de-prova para estudo.	25
Figura 3.2: imagem do interior do difratômetro com esquema da movimentação do porta-amostra.....	26
Figura 3.3: Representação esquemática de uma lente policapilar [3].	27
Figura 4.1: Estrutura bruta de fusão (6x). Notar que a escala foi feita com uma régua comum e que os grãos possuem granulometria da ordem de milímetros.....	28
Figura 4.2: Orientações ideais das componentes de textura de laminação [9].	29
Figura 4.3: ODF do corpo deformado em 72,5%.	30
Figura 4.4: ODF do corpo deformado em 88,4%	30

Figura 4.5: Intensidade em função da orientação nas fibras (a) α , (b) β e (c) τ de estrutura cfc e em comparação com os resultados obtidos por Hirsch et al. [11]. Os losangos representam a redução de 88,4% e as circunferências a redução de 72,5%.....	31
Figura 4.6: ODF de superfície de cisalhamento para redução de 72,5%.....	33
Figura 4.7: ODF de superfície de cisalhamento para redução de 88,4%.....	33
Figura 4.8: Metalografia de corpo laminado a frio até 72,5% aumentado em 50x. (a) existe a presença de um grão alongado em meio a outros intensamente deformados e (b) apresenta mesclas entre bandas de cisalhamento e de deformação.....	34
Figura 4.9: Metalografia do corpo laminado a frio até 88,4% aumentado em 50x. (a) deformação menos heterogênea, mas com manutenção de faixa central diferenciada e (b) apresenta uma morfologia diferenciada na superfície.....	34
Figura 4.10: ODF's para os diversos tratamentos térmicos aplicados ao laminado com 88,4% de redução. (a) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$, (b) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=30\text{min}$, (c) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=60\text{min}$, (d) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$, (e) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$ e (f) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$	37
Figura 4.11: ODF's para os diversos tratamentos térmicos aplicados ao laminado com 72,5% de redução. (a) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$, (b) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=30\text{min}$, (c) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=60\text{min}$, (d) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$, (e) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$ e (f) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$	39
Figura 4.12: corpos-de-prova reduzidos a 88,4% e recristalizados. (a) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$ (50x), (b) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=30\text{min}$ (100x), (c) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=60\text{min}$ (50x), (d) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$ (100x), (e) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$ (100x), (f) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$ (100x).....	41
Figura 4.13: corpos-de-prova reduzidos a 72,5% e recristalizados. (a) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$ (50x), (b) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=30\text{min}$ (50x), (c) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=60\text{min}$ (100x), (d) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$ (200x), (e) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$ (50x), (f) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$ (100x).....	42

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Seqüência de eventos microestruturais retirado de Hirsch et al. [13].	5
Tabela 2.2: Algumas componentes de orientação e o seu tipo de deformação correspondente [10].....	20
Tabela 3.1: Composição química de latão 70/30 [1].....	24

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

CFC Cúbico de Face Centrada

EDE Energia de Defeito de Empilhamento

ODF Orientation Distribution Function

LISTA DE SÍMBOLOS

- ε deformação real
- $\dot{\varepsilon}_{13}$ taxa de deformação do plano 3 na direção 1
- n número inteiro
- λ comprimento de onda
- d distanciamento entre planos consecutivos
- θ ângulo de refração
- ϕ eixo de referência do sistema euleriano
- φ_1 eixo de referência do sistema euleriano
- φ_2 eixo de referência do sistema euleriano

1 INTRODUÇÃO

A liga Latão 70/30 faz parte da família dos latões que compõem algumas das várias ligas de cobre. Esta liga possui a designação UNS 26000 da norma ASTM e é composta basicamente de 70% em massa por cobre e de 30% por zinco, contendo algumas impurezas residuais [1].

O latão 70/30 constitui uma liga monofásica de estrutura cúbica de face centrada e funde em torno de 915°C. Sua coloração é amarelada, enquanto os outros latões, de teores inferiores de zinco, possuem coloração avermelhada. É bom condutor de calor e é resistente a corrosão em ambientes não muito agressivos.

Detentora de boa conformabilidade a frio, esta liga é conhecida como “latão para cartuchos”, devido ao seu emprego na indústria armamentista, mas também é muito usada para outros artigos conformados a frio como, por exemplo, trocadores de calor. Esta capacidade do latão 70/30 se deve ao fato de que associa boa ductilidade à boa tenacidade e, para isso, necessita de atenção especial na produção de sua microestrutura [1].

A microestrutura de uma chapa de metal deve possuir granulometria homogênea e também textura adequada para que esta possa ser estampada em um novo formato sem ocorrer afinamento, empenamento ou rompimento durante o processo.

Faz-se necessário, então, a importante equalização das variáveis grau de deformação, temperatura de tratamento térmico e seu respectivo tempo de duração para a obtenção de textura final que possibilite a melhor estampagem.

1.1 Objetivo

O objetivo deste trabalho foi estudar a evolução microestrutural e de macrotextura cristalográfica ao longo da deformação e do recozimento de latão 70/30 e, em contraste com a literatura, direcionar um tratamento devido para se obter microestrutura e textura que possibilitem boa estampagem posterior.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Latão 70/30

O latão é um nome genérico para ligas de cobre e zinco, podendo outros elementos fazer parte de sua composição com objetivos variados, que podem ser por melhoria de algumas propriedades físicas ou até mesmo pelo custo, visto que, na cotação atual, o cobre é quase três vezes mais caro do que o zinco.

Em geral são ligas de boa condutividade térmica e elétrica, sendo que estas propriedades se deterioram à medida que o teor de zinco aumenta.

A solubilidade do zinco no cobre é alta, chegando a teores de até 38% de zinco sem que ocorra a precipitação de segunda fase. Teores de zinco até este limite resultam em uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), conhecida como fase alfa, e valores superiores a este resultam na formação de uma segunda fase cúbica de corpo centrado (CCC), cujas relações entre temperatura de equilíbrio, composição e estrutura cristalina podem ser observadas na figura 2.1 [1,2].

Tratando-se particularmente dos latões CFC, estes possuem boa condutividade térmica e elétrica, boa resistência à corrosão em meios não muito agressivos e alta ductilidade e tenacidade na conformação a frio [1]. Estes últimos dois fatores, entretanto, são propriedades intimamente ligadas à influência da composição na energia de defeito de empilhamento (EDE).

Enquanto a EDE do cobre é de 78 mJ/m^2 , a EDE do latão 70/30 é de apenas 14 mJ/m^2 [17]. Disso se pode observar que quanto maior o teor de zinco, menor é a EDE e isto resulta em menor mobilidade das discordâncias parciais durante a deformação ao longo da espessura. A diminuição da EDE significa a promoção antecipada de certos mecanismos de deformação comuns a metais e ligas CFC, porém com certas particularidades que serão discutidas a seguir [10,11,12,13].

O latão 70/30 possui condutividade térmica de 116 W/m.K , resistividade elétrica de $64 \text{ n}\Omega\text{.m}$, temperatura solidus de 905°C e liquidus de 930°C , densidade de $8,47 \text{ g/cm}^3$ (a 20°C), módulo de elasticidade de 105 GPa (a 20°C) e limite de resistência a tração de $\sim 350 \text{ MPa}$.

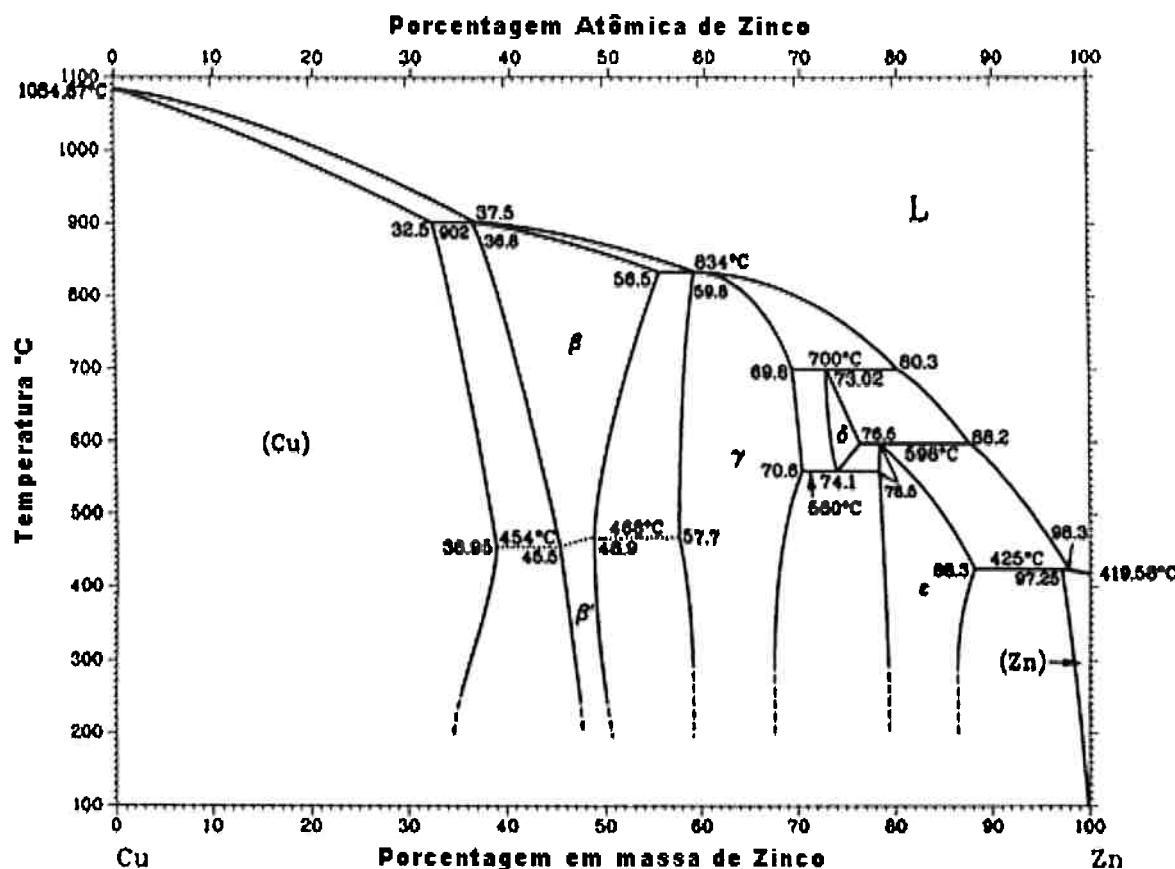


Figura 2.1: Diagrama de fases binário para ligas Cu-Zn [2].

2.2 Deformação na laminação a frio de latão 70/30

Durante o encuramento a frio de um policristal ocorrem os seguintes fenômenos [16]:

- os grãos mudam de forma;
- a orientação dos grãos muda e eles adquirem orientação preferencial (textura);
- aumenta a área dos contornos de grão por unidade de volume;
- a densidade de defeitos puntiformes e de discordâncias aumenta de várias ordens de grandeza e
- o acúmulo de energia dentro do sistema através dos eventos acima citados.

No caso do latão 70/30, estes fenômenos não ocorrem pela simples movimentação de discordâncias por se tratar de uma liga cuja baixa EDE dificulta a movimentação das discordâncias.

Ligas de aço ferrítico possuem estrutura cúbica de corpo centrado. Esta estrutura possui 48 sistemas de escorregamento e, em comparação com o latão 70/30, dificilmente ocorrem fenômenos como maiação mecânica.

Os metais e ligas de estrutura hexagonal compacto, como o caso do zinco, sofrem escorregamento preferencialmente nos planos basais e, em segundo caso, nos planos piramidais e prismáticos. Normalmente, os metais com esta configuração acomodam as deformações através da maiação mecânica, já que a movimentação de discordâncias é dificultada.

As ligas CFC de alta e média EDE como alumínio e cobre, respectivamente, possuem 12 sistemas {111} <uvw> que, por sua vez, acomodam as deformações por meio da movimentação de discordâncias que possuem relativa grande mobilidade. Suas discordâncias parciais possuem pequena distância entre si e, com isso, o advento de escalada e escorregamento com desvio é facilitado, favorecendo a aniquilação de discordâncias de sinais contrários e o rearranjo das discordâncias em células [16].

Entretanto, o latão 70/30, sendo uma liga de baixa EDE, possui discordâncias parciais de maior distanciamento dificultando a escalada e o escorregamento com desvio, resultando em barreiras de discordâncias para as próprias discordâncias, já que estas não se anulam entre si [7,11].

A rota da deformação pode ser observada na tabela 2.1 a seguir.

Tabela 2.1: Seqüência de eventos microestruturais retirado de Hirsch et al. [13].

Grau de deformação	Deformação	Evento
Baixo	$0.1 < \varepsilon < 0.5$	<ul style="list-style-type: none"> • Alongamento do grão; • Bandas de deformação; • Maiação mecânica.
Média	$0.5 < \varepsilon < 1.0$	<ul style="list-style-type: none"> • Alinhamento das bandas; • Bandas de cisalhamento
Alta	$\varepsilon > 1.0$	<ul style="list-style-type: none"> • Substituição das maclas pelas bandas de cisalhamento

2.2.1 Bandas de deformação

As bandas de deformação são estruturas resultantes da distribuição não homogênea da deformação do reticulado. Estas heterogeneidades ocorrem devido a rotação diferenciada de regiões de um mesmo grão pela ativação de sistemas diferenciados de escorregamento. É necessário notar que as bandas de transição estão confinadas dentro dos grãos e variam de orientação de até dezenas de graus em regiões vizinhas distanciadas por poucos micrômetros [16]. A figura 2.2 apresenta uma ilustração da disposição das bandas ao longo do grão.

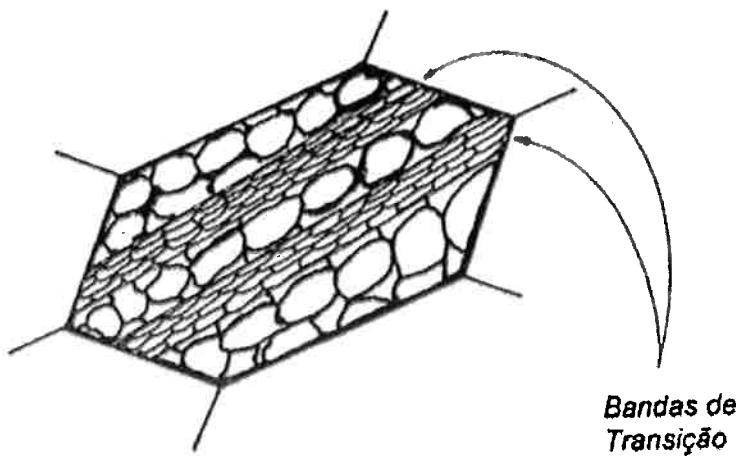


Figura 2.2: ilustração de bandas de transição em meio a um grão produzido por laminação a frio [16].

2.2.2 Maclação mecânica

A maclação mecânica ocorre como forma alternativa de se acomodarem as deformações, do ponto de vista microestrutural, quando a deformação por escorregamento passa a ser parcialmente ou totalmente comprometida [13,16].

Como a transformação martensítica, ocorre uma movimentação ordenada da microestrutura de modo que parte interna do grão rotaciona e passa a ter caráter espelcular com relação a matriz se olhado do ponto de vista do contorno de macla [16].

Algumas referências citam que, no caso do latão 70/30, deformações da ordem de 20% são o marco inicial para a formação de maclas [7] e estas passam a ocupar grande parte do volume da matriz quando alcançam 60% de redução [6,7,13].

À medida que o volume ocupado pelas maclas aumenta, estas passam a se organizar em bandas constituídas por lamelas de grãos maclados e de matriz, sendo estas lamelas paralelas aos planos {111} e, mesmo que o mecanismo não seja totalmente compreendido, aparentemente a deformação por escorregamento ocorre preferencialmente em um único plano {111} paralelo ao da macla [3,13].

Este aspecto microestrutural foge do previsto pelo modelo de Taylor, como citado em [12], onde é feita a comparação entre diversos modelos matemáticos de deformação de grãos de um policristal com relação a dados experimentais de ligas CFC's de diversas EDE's. No caso do latão 70/30, fica estabelecido que sua baixa EDE provoca um desvio da idealidade do modelo devido a difícil mobilidade de discordâncias e que isto acarreta na necessidade de outras formas de acomodação entre os grãos que são geometricamente proibidas pelo próprio modelo.

2.2.3 Bandas de cisalhamento

Quando a quantidade de defeitos promovidos pela alta densidade de maclas mecânicas e de discordâncias atinge um pico de alta energia, o sistema ganha um caráter de instabilidade e torna possível a formação de bandas de cisalhamento [7,13].

Elas se formam através de escorregamento em planos que ofereçam baixa resistência, em regiões de máxima tensão macroscópica de cisalhamento e possuem orientação de aproximadamente 35° com relação a direção longitudinal de conformação [16].

As bandas de cisalhamento se estendem por vários grãos (às vezes se estendendo de superfície a superfície do corpo conformado) e compreendem dentro de si uma rede de subgrãos desorientados muito fina [16]. É observado que como os planos {111}<uvw> são planos preferenciais para a formação das bandas de

cisalhamento, as estruturas de lamelas de macias e matriz é rotacionada junto com a região na qual é compreendida [13].

A figura 2.3 ilustra de como se apresentam as bandas de cisalhamento ao longo do corpo conformado.

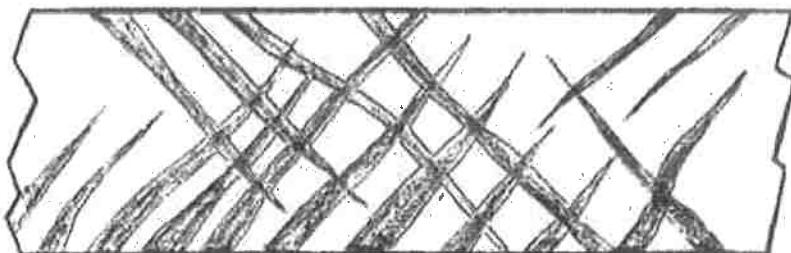


Figura 2.3: ilustração de bandas de cisalhamento que se estendem ao longo de toda a espessura de um corpo conformado [16].

A literatura ainda cita que para deformações superiores a 90%, o mecanismo de maiação se torna desfavorável e as bandas de cisalhamento já ocupam grande parte do volume da estrutura, passando, então, a ocorrer novamente a movimentação de discordâncias [12,13]. É ainda citado na literatura que a ocorrência de segunda fase em latões α/β forma uma barreira que impede que a banda se estenda ao longo de toda espessura da estrutura [8], o que indica que alterações na configuração de reticulado são barreiras a este mecanismo de deformação.

2.2.4 Efeito do atrito ferramenta/laminado na anisotropia

A heterogeneidade na deformação é causada pelas diferentes taxas de conformação em que a meia-espessura e a superfície são conformadas.

A interação entre as superfícies de conformação da ferramenta que conforma e do corpo conformado possui um coeficiente de atrito que impede o escoamento uniforme dos grãos de uma mesma secção transversal-normal. Este aspecto é um dos responsáveis pelas heterogeneidades como a banda de deformação, descrita acima, e pelas diferenças de orientação que ocorrem entre a meia-espessura do laminado e suas respectivas superfícies normais a conformação.

A figura 2.4, tirada de [10], ilustra a influência do atrito na superfície para a anisotropia entre as diversas cotas compreendidas na espessura. Notar que nesta ilustração, i indica o sentido do tensor e j o plano de aplicação deste para e_{ij} e s significa a cota em relação a meia-espessura ($s=0$ na meia-espessura e $s=1$ na superfície) para ilustrar a distribuição da deformação ao longo da espessura.

A figura demonstra que o cisalhamento promovido pelo atrito com os rolos de laminação não atinge de mesma maneira todas as cotas de uma mesma secção e, além disso, isto é o mesmo que ocorre com a compressão planar, pois são as regiões mais próximas a ferramenta que experimentam as maiores tensões de deformação.

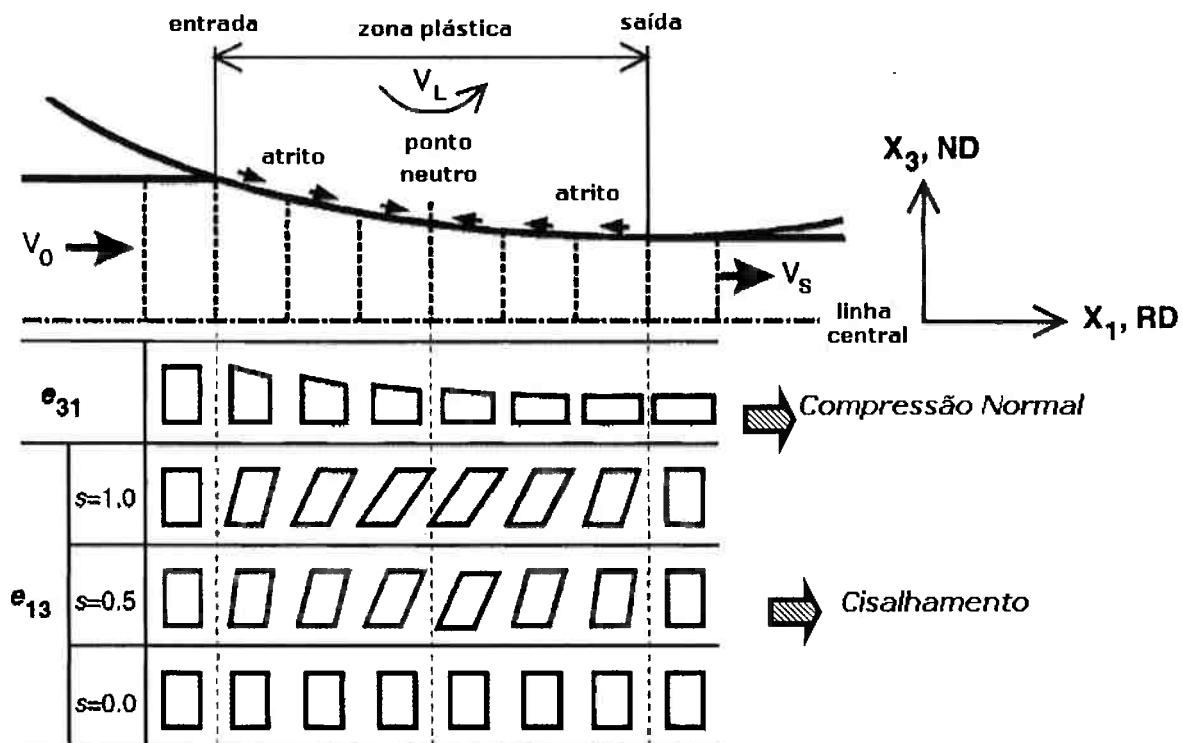


Figura 2.4: ilustração da influencia do atrito entre as superfícies ferramenta/laminado na anisotropia [10].

2.3 Recristalização

Recristalização é a formação de novos grãos em uma estrutura encruada pela formação e migração de contornos de grão de alto ângulo através de energia de

defeitos armazenadas durante a deformação. Contornos de grão de alto ângulo são aqueles com diferença de orientação maiores do que 10-15° entre dois grãos vizinhos. Recuperação é o fenômeno de aniquilação de discordâncias que ocorre sem a migração de contornos e o crescimento de grão é o evento que visa diminuir a energia do sistema ao diminuir a quantidade de área de contornos por unidade de volume [5].

O início da recristalização na matriz deformada se dá a partir de núcleos de recristalização que seriam células, no caso de alumínio, e subgrãos, no caso do latão, que estão desorientados da vizinhança em dezenas de graus. É estimado que um em um milhão de subgrãos seja sítio da recristalização em um metal cfc [16].

2.3.1 Nucleação

Entende-se como nucleação a formação de um núcleo do qual partirá o crescimento de um novo grão, porém, não se deve confundir com a nucleação de solidificação, pois no caso da recristalização a estrutura que servirá de núcleo já existe e é proveniente das heterogeneidades da deformação.

A nucleação pode se dar por duas formas: nucleação por migração de subcontornos e por coalescimento de subgrão [16].

O primeiro é entendido como um fenômeno termicamente ativado, sendo que os contornos de subgrãos absorvem discordâncias e disso aumentam sua energia e sua desorientação em relação aos grãos vizinhos, dando caráter de contorno de alto ângulo e iniciando a recristalização.

No segundo caso, os subgrãos de orientações próximas acabam por ter seus retículos coincidentes por rotação, eliminando fronteiras e aumentando de tamanho, podendo, também, servir de núcleo a recristalização, embora neste caso a recristalização tenha cinética inferior ao primeiro caso.

2.3.2 Crescimento das regiões recristalizadas

A recristalização é um processo irreversível, onde os contornos de alto ângulo crescem varrendo toda a microestrutura, eliminando defeitos, até encontrarem outra frente de recristalização.

O avanço de uma frente de recristalização se dá por difusão através dos contornos no sentido oposto aos quais os átomos difundem ao grão em crescimento. Este avanço da recristalização ocorre pela movimentação de contornos de alto ângulo e não por contornos de baixo ângulo, devido a menor energia de ativação do primeiro em relação ao segundo [16].

É necessário notar que quanto mais encruado está o metal, mais núcleos de recristalização irão ocorrer, tendo como resultado final uma microestrutura de grãos finos e distribuídos mais homogeneamente.

2.3.4 Outros efeitos de tratamento térmico

Durante o tratamento térmico, ao passo que termina a recristalização, a microestrutura final pode não ser a de equilíbrio.

O crescimento de grão é a forma como grãos maiores consomem os menores de modo que o processo ocorra homogeneamente ao longo de toda estrutura do metal. O crescimento de grão visa o consumo de grãos com alta área específica pelos de baixa resultando na diminuição de área de contornos de grão por unidade de volume dentro da estrutura e minimizando a energia livre do sistema.

Outro efeito, que é resultado da inibição do primeiro, é o crescimento de alguns grãos sobre os demais, mas de modo desigual, resultado em uma disposição heterogênea dos grãos [16]. Este segundo efeito é chamado de crescimento anormal ou recristalização secundária.

2.4 Textura do latão 70/30

A textura é uma propriedade da estrutura do material intimamente relacionada ao processo e é tão importante quanto a disposição e tamanho dos grãos na microestrutura.

Como a maioria das ligas comerciais, a estrutura do latão 70/30 é policristalina e as propriedades do material não podem ser tratadas como as propriedades mensuradas de um monocrystal. Porém, ao se conformar uma liga ou realizar um tratamento térmico nesta, as orientações dos grãos não possuem uma distribuição aleatória de modo que o comportamento ao longo do corpo da liga não é homogêneo.

A presença da textura, ou distribuição preferencial da orientação cristalográfica dos grãos, é resultado do histórico de tratamento da liga e possui propriedades particulares para cada resultado final.

A importância em se buscar a textura cristalográfica junto ao entendimento da microestrutura tem como objetivo a melhor performance do produto final, sendo que uma está intimamente relacionada à outra.

2.4.1 Lei de Bragg e goniômetro de textura

A medida de macrotextura por difração de raios-X em um material de estrutura cristalina conhecida envolve o uso de um feixe monocromático de radiação com um determinado comprimento de onda.

Com as condições de Bragg conhecidas para uma série de famílias de planos $\{hkl\}$, a amostra policristalina é rotacionada em um goniômetro de textura em ângulos definidos e com isso fazendo com que todos os possíveis planos da rede coincidam com as condições de difração e a intensidade difratada é registrada em função destes ângulos de rotação. [14].

A lei de Bragg estabelece a relação entre comprimento de onda e o meio onde ocorre a difração, sendo que somente ocorre difração se este critério for satisfeito. A equação $n\lambda = 2d \sin\theta$ representa a lei de Bragg. O índice n representa

um número inteiro, λ o comprimento de onda irradiado, d a distância entre os planos cristalinos e θ o ângulo de incidência dos raios com a superfície do corpo de prova.

É importante notar que ao se substituir o comprimento de onda, as relações que possibilitam a difração se tornam outras, mostrando os mesmos resultados de uma maneira alternativa.

A fonte e o detector de raios-X são dispositivos em posições fixas no difratômetro. O goniômetro de textura rotaciona a amostra, tanto em torno do eixo normal quanto do transversal e longitudinal desta, colocando-a em diversas posições de exposição em relação ao feixe irradiado. Na figura 2.5, tem-se uma ilustração de um goniômetro de textura.

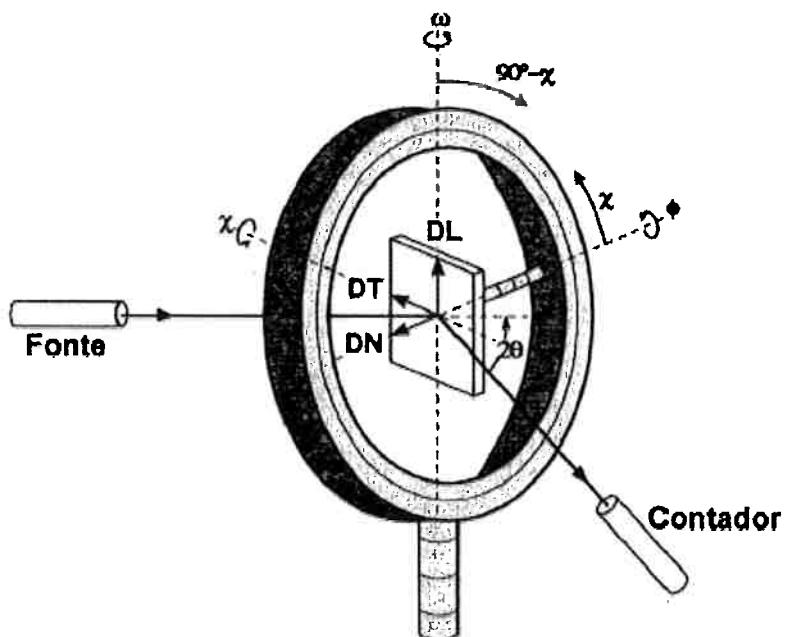


Figura 2.5: ilustração de goniômetro de textura [14].

2.4.2 Função Distribuição de Orientação em CFC

A Função Distribuição de Orientação (*ODF – Orientation Distribution Function*) tem como objetivo a produção de um mapa no qual é possível se interpretar a intensidade de freqüência de uma dada orientação.

Este mapa representa as projeções das orientações no espaço euleriano (figura 2.6), no qual os eixos são determinados pelos ângulos de rotação do retículo

cristalino em relação à referência dos eixos de deformação, que são as direções longitudinal, transversal e normal.

O mapa é seccionado em diversas cotas de φ_2 (diferença entre cotas de 5°) e cada cota orientada em Φ e φ_1 .

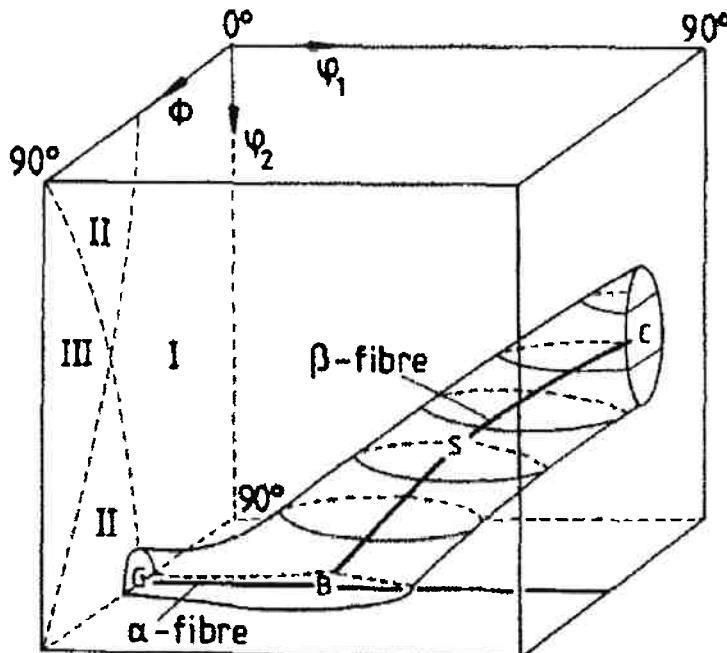


Figura 2.6: ilustrações de ODF e do espaço euleriano ilustra o subespaço euleriano com as principais fibras de CFC [11].

A fibra α representa todas as orientações com o eixo $<110>$ paralelos a direção normal de conformação e a fibra β representa todas as orientações $<110>$ rotacionadas em 60° em relação à direção de laminação.

2.4.3 Textura de laminação a frio do latão 70/30

A textura de conformação do latão 70/30 está detalhadamente retratada na literatura, através de uma série de trabalhos de Hirsch et al. [11,12,13], e disso pode-se apresentar alguns aspectos da textura de conformação a frio do latão 70/30.

A baixas deformações, as componentes de orientação latão (B – $\{110\}<112>$), cobre (C - $\{112\}<111>$), S ($\{123\}<634>$) e Goss (G - $\{110\}<001>$) se intensificam, porém a partir de 60% de redução começam a haver mudanças na disposição

destas para o latão 70/30 (figura 2.7). Note que nesta figura estão apresentadas as mesmas componentes para diversos teores de zinco na liga e que o efeito do aumento dos teores deste resulta na intensificação da componente B e na deterioração das outras componentes cobre C e S na medida em que se aumenta a deformação [11].

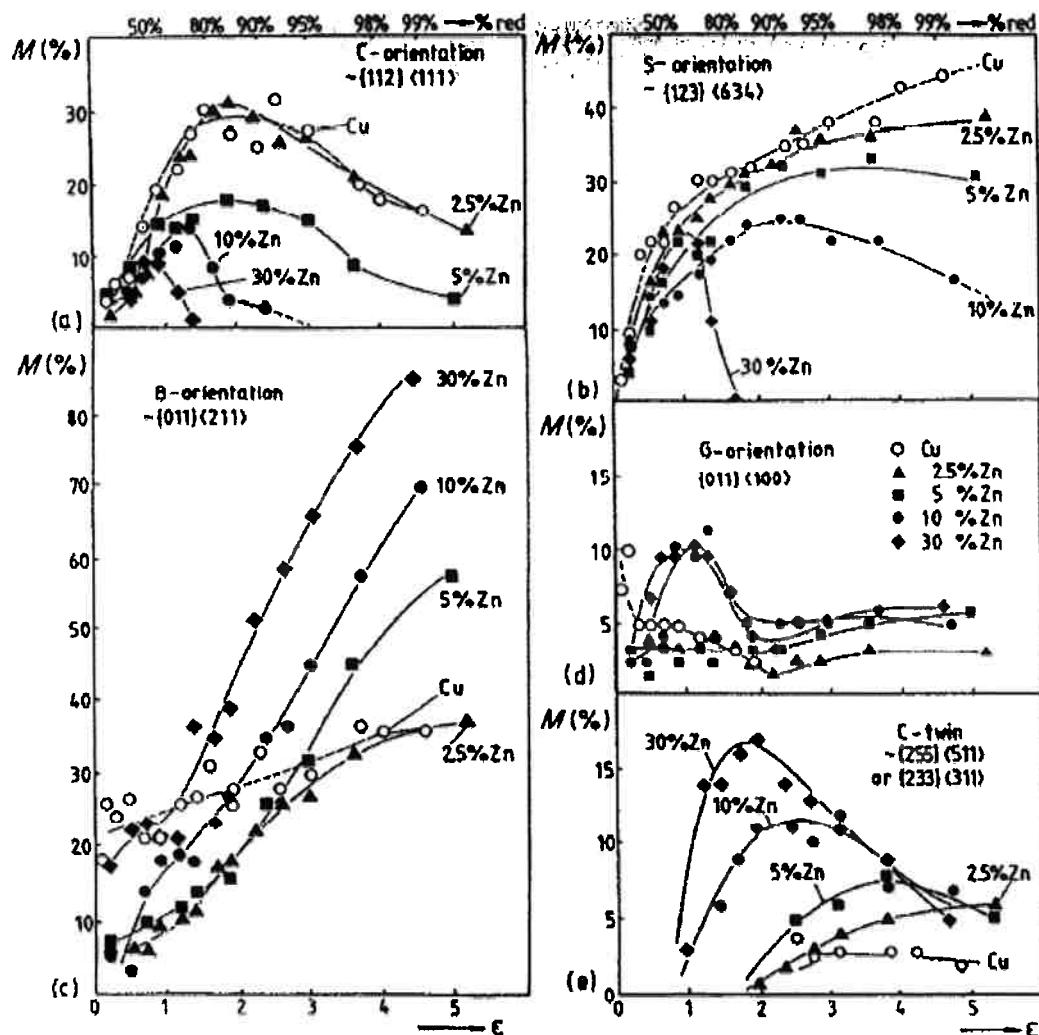


Figura 2.7: Evolução das principais componentes CFC para latões de diversos teores de zinco. (a) C, (b) S, (c) B, (d) G e (e) maclas de cobre (TC - {255}<511>) [13].

A evolução da textura para todas as componentes ocorre simultaneamente e podem ser apresentadas em passos, conforme referenciado em [13].

1. Todas as componentes se acentuam por deformações localizadas devido à movimentação de discordâncias.

2. A partir de 60% começa a ocorrer a deterioração das componentes C e S. No caso C está deteriorando devido ao efeito da maclação, que pode ser notada na figura 2.7e, onde TC intensifica.
3. A intensidade da componente G aumenta e logo em seguida diminui. A intensidade desta componente acentua devido a certa tendência de sua formação dentro das bandas de cisalhamento [6,13]. Sua diminuição não é bem estabelecida, mas é reportado que após reduções superiores a 99%, esta volta a se intensificar.
4. A componente TC intensifica até 85% de redução e finalmente decaí após reduções superiores a 95%. Isto se justifica pelo fato de que após o defeito de macla ocupar grande parte do volume do corpo de prova, mesmo dentro das bandas de cisalhamento, volta a ocorrer a movimentação de discordâncias que acentuam ainda mais a componente B e a componente G [13].

A figura 2.8a e 2.8b relatam dados experimentais da literatura que relacionam a intensidade da fibra α e β de acordo com a orientação e o grau de deformação [11].

Como pode ser observado em ambas as figuras, ao passo que a redução vai prosseguindo, o caminho natural da textura para o latão 70/30 é a intensificação da componente B $\{110\}<112>$.

Através da verificação dos mecanismos para os diversos adventos microestruturais relacionados com suas respectivas texturas, Hirsch et al. [13] propuseram uma seqüência de eventos ao longo da fibra τ que possui eixo $<110>$ paralelo com a direção transversal e comprehende as componentes C, TC, G e Y, que por sua vez faz parte da fibra γ , cuja característica é ter os planos $\{111\}$ paralelos à direção normal. A figura 2.9 ilustra essa seqüência de eventos medidas a partir da linha central da amostra e traz, como informação adicional, as projeções da componente S e sua respectiva orientação de macla que fazem parte de $\phi_2 = 65^\circ$.

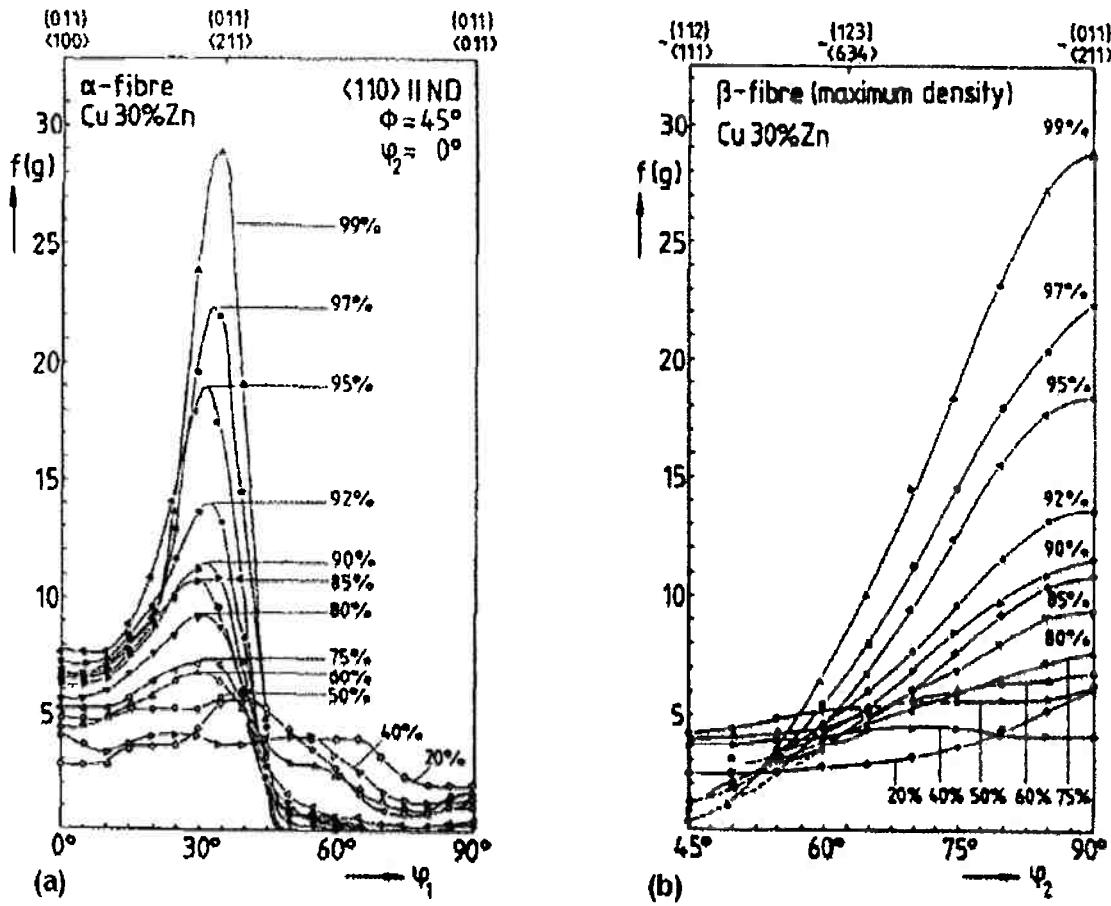


Figura 2.8: intensidade na linha central das componentes de orientação ao longo das fibras α (a) e β (b) [11].

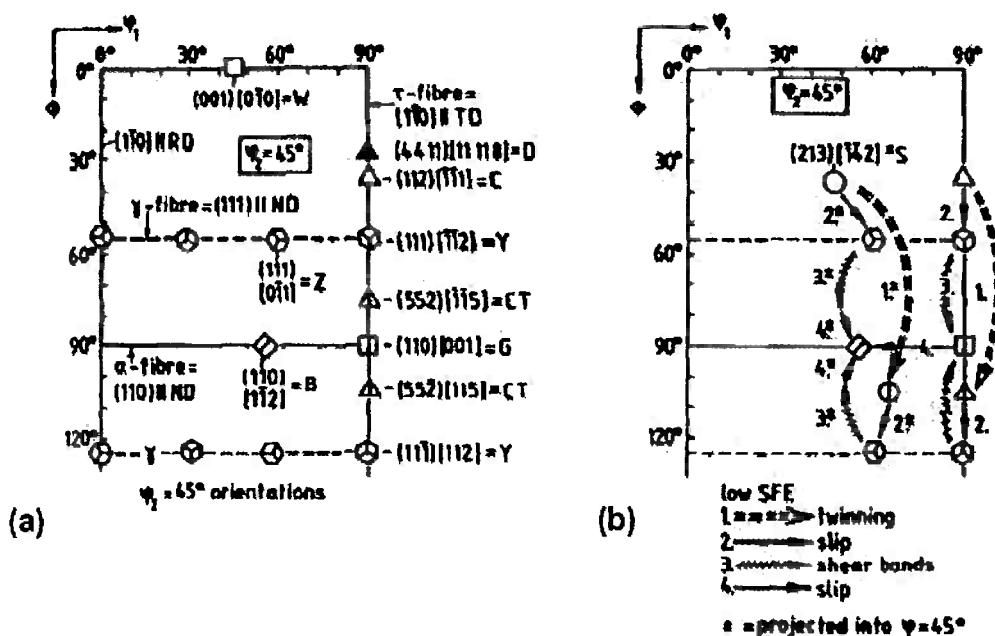


Figura 2.9: é apresentado em (a) um mapa de referência para poder observar em (b) a que orientações cada mecanismo conduz a microestrutura [13].

Na figura 2.9b, a seqüência de eventos de deformação estão numerados:

- 1) maclação, 2) escorregamento, 3) bandas de cisalhamento e 4) escorregamento.

A componente C tende a formar por maclação a componente TC. Ambas, nas estruturas de bandas de lamelas de grãos maclados e matriz [4,11,13], tendem a rotacionar e intensificar por escorregamento a componente Y, com plano {111} paralelo a direção normal (que na figura 2.9 apresenta a mesma orientação se rotacionada de 60° ao redor da direção transversal). Esta estrutura quando saturada, passa a promover a formação da componente G através de bandas de cisalhamento e, ao mesmo tempo, a componente G rotaciona para B devido a nova movimentação de discordâncias [13].

Na figura 2.9 também pode se observar o comportamento similar dos grãos de orientação S. Estes tendem a formar TS (macla em relação a S) por maclação e, em seguida, ambas as estruturas tendem a formar Z {111}<110> por escorregamento que, como Y, também possui planos {111} paralelos a direção normal. E, finalmente, a formação de bandas de cisalhamento rotacionam os grãos de orientação Z para B.

A figura 2.10 mostra a variação da intensidade na linha central ao longo da fibra τ à medida que avança o trabalho de conformação a frio.

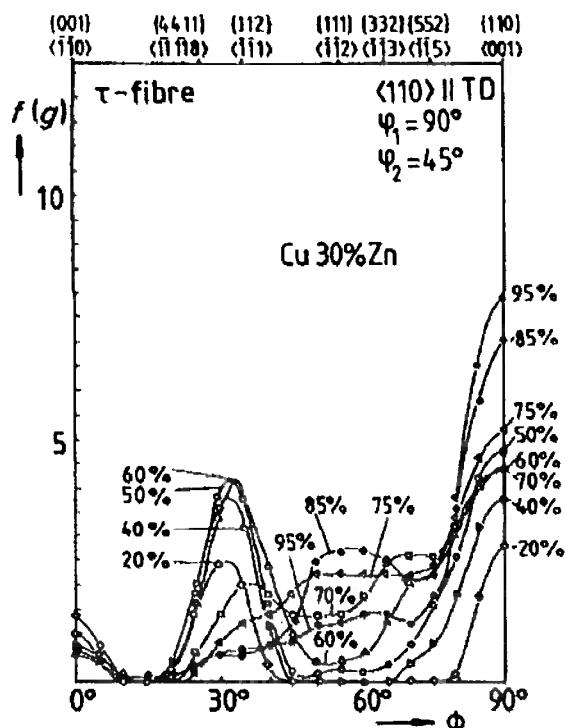


Figura 2.10: evolução da intensidade das texturas da fibra τ ao longo da deformação [11].

A figura 2.11a seguir traz uma seqüência de ODF's para $\varphi_2 = 45^\circ$ que apresenta a evolução da textura de deformação a frio de latão 70/30 na meia-espessura.

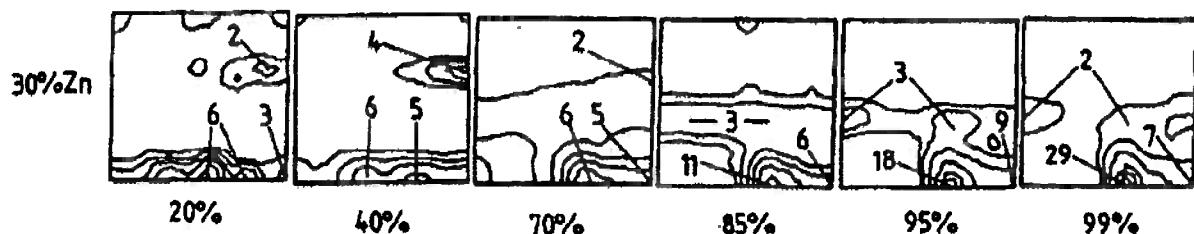


Figura 2.11: Evolução da textura de deformação a frio apresenta em ODF ($\varphi_2 = 45^\circ$) [13].

Outro aspecto da conformação a frio é o efeito do gradiente de deformação ao longo da espessura do material. É citado por Engler et al. [10] que mesmo para ligas CFC de baixa EDE, que possuem uma distribuição mais homogênea das deformações, o efeito da taxa de cisalhamento não afeta por igual toda a espessura da chapa e disso se pode partir que a distribuição da textura também não é homogênea. Suas medições apontam que a superfície do material apresenta textura de cisalhamento enquanto a meia-espessura apresenta textura de compressão.

Mao et al. [15] demonstrou que para liga de alumínio, cuja deformação é mais heterogênea que a do latão 70/30, do ponto de vista de formação de células, há diferença entre as ODF's feitas a partir da superfície e da meia-espessura do corpo-de-prova. Engler et al. [10] apresentou resultados do modelo de deformação policristalino Visco-Plástico Auto-Consistente que leva em conta o coeficiente de atrito entre a ferramenta e o objeto conformado de modo que a textura da superfície se mostrou diferente da apresentada na meia-espessura pela influência de esforços cisalhantes na primeira. Na figura 2.12 estão apresentadas algumas das imagens apresentadas nestes dois trabalhos.

Na tabela 2.2 estão apresentadas a que tipo de esforços cada componente de orientação é característica.

Tabela 2.2: Algumas componentes de orientação e o seu tipo de deformação correspondente [10].

Índices de Miller	Ângulos de Euler ($\varphi_1 / \phi / \varphi_2$)	Tipo de Esforço
{112}<111> - C	90/35/45	Compressão
{123}<634> - S	59/34/65	Compressão
{011}<211> - B	35/45/0	Compressão
{011}<100> - G	0/45/0	Compressão
{111}<112> - Y	30-90/54,7/45	Cisalhamento
{111}<110> - Z	0-60/54,7/45	Cisalhamento
{112}<110> - A	0/35/45	Cisalhamento
{001}<110> - rot.W	0/0/45	Cisalhamento

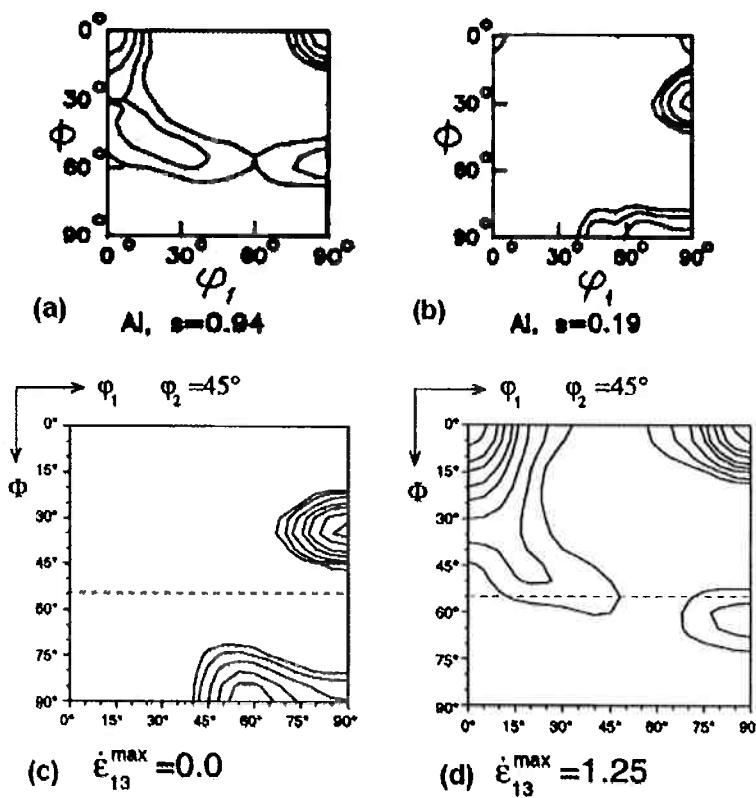


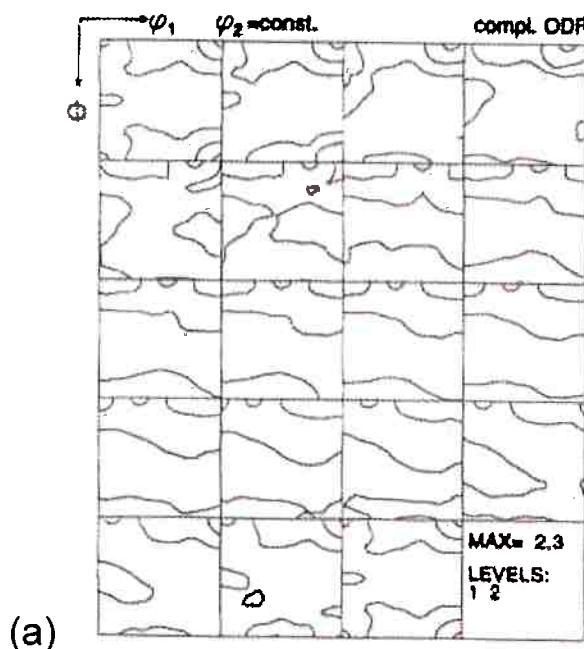
Figura 2.12: perfil da textura na superfície e na meia-espessura de corpo-de-prova de alumínio: (a) próximo a superfície e (b) próximo a meia-espessura[15]. (c) e (d) apresentam a influência do cisalhamento devido ao atrito no modelamento da textura de superfície [10].

2.4.4 Textura de recristalização de latão 70/30

Existem dois tipos de texturas de recristalização básicas que podem se formar segundo Engler et al. [9] que estudou o recozimento em latão 63/37 e obteve resultados semelhantes ao latão 70/30:

- Para altas deformações, os novos núcleos derivam das regiões de bandas de cisalhamento onde se formam as primeiras maclas de recozimento, dando origem as componentes latão recristalizado (BR – {236}<385>) e cubo rodado em torno da direção de laminação WRD ({025}<100>).
- Para baixas deformações, a componente W surge do recozimento de regiões caracterizadas por componentes de baixo e médio grau de deformação como os intervalos entre C e S e entre C e G.

A figura 2.13 a seguir é o resultado das medidas feitas por Engler et al. [9].



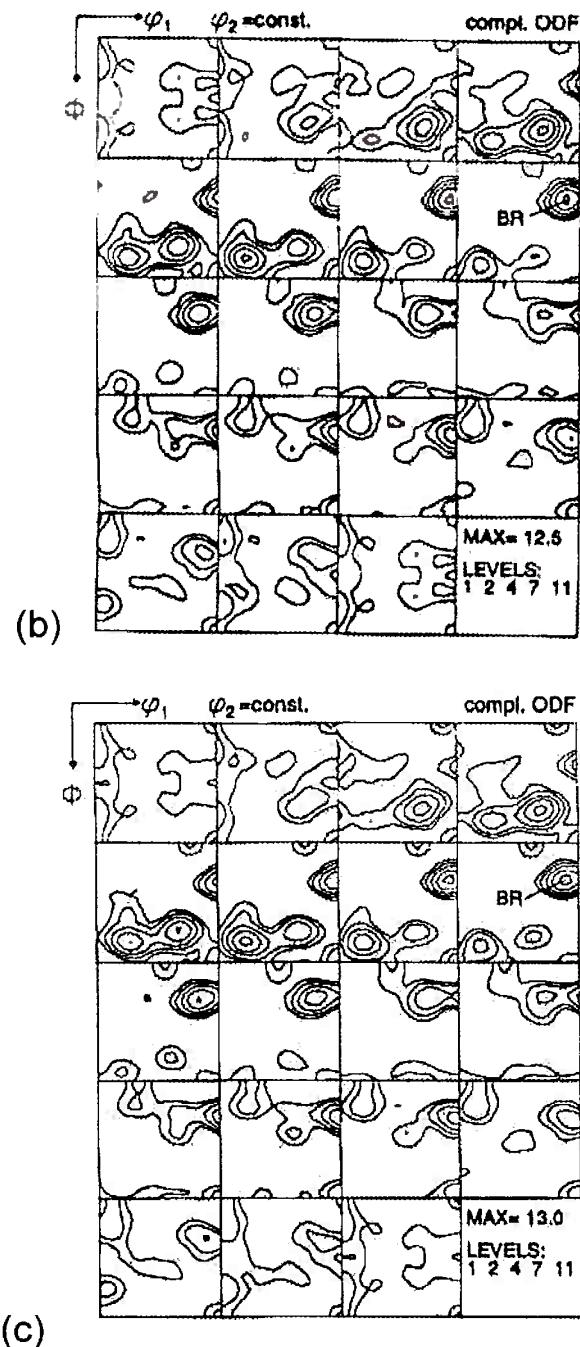


Figura 2.13: ODF's de latão 63/37 laminados a frio e recristalizados. (a) 70% red, T=350°C, t=400s, (b) 97% red, T=350°C, t=400s e (c) 97% red, T=445°C, t=30s [9].

As ODF's trazem a informação de que a textura final de recristalização é mais rapidamente obtida para deformações maiores e temperaturas maiores de recozimento.

Em 2.13a não houve o aparecimento de nenhuma componente forte de recristalização, entretanto, é referido na literatura que a componente W está presente.

Mas para 2.13b e 2.13c ocorreram a formação de textura forte, apenas diferenciados pelo fato de a temperatura superior em 95°C propiciar o mesmo resultado em menos de um décimo do tempo.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Matéria prima

O material utilizado neste trabalho é latão 70/30 comercial recebido como material bruto de fusão com espessura de 18,45 milímetros, material laminado a frio até 5,07 milímetros (redução de 72,5% e deformação real de 1,29) e material laminado a frio até 2,14 milímetros (redução de 88,4% e deformação real de 2,15). A tabela 3.1 apresenta a composição química do latão 70/30.

Tabela 3.1: Composição química de latão 70/30 [1].

Cobre	Ferro	Chumbo	Zinco
68,5-71,5	max. 0,070%	max. 0,050%	restante

3.2 Processamento

3.2.1 Corpos-de-prova para tratamento térmico

Para a confecção dos corpos-de-prova para comparação entre estado encruado e estado recozido, foram produzidos oito corpos-de-prova do material de ~2 milímetros e mais oito do material de ~5 milímetros.

Os oito corpos-de-prova de cada grupo foram separados, sendo quatro para serem tratados a 460°C e os outros quatro restantes de cada grupo foram tratados a 500°C. Destes grupos de quatro corpos-de-prova, cada um foi tratado por períodos diferentes, sendo estes tempos de 15, 30, 60 e 120 minutos (Figura 3.1).

Os corpos-de-prova assim que retirados dos fornos foram resfriados em banho de sal até atingir a temperatura ambiente.

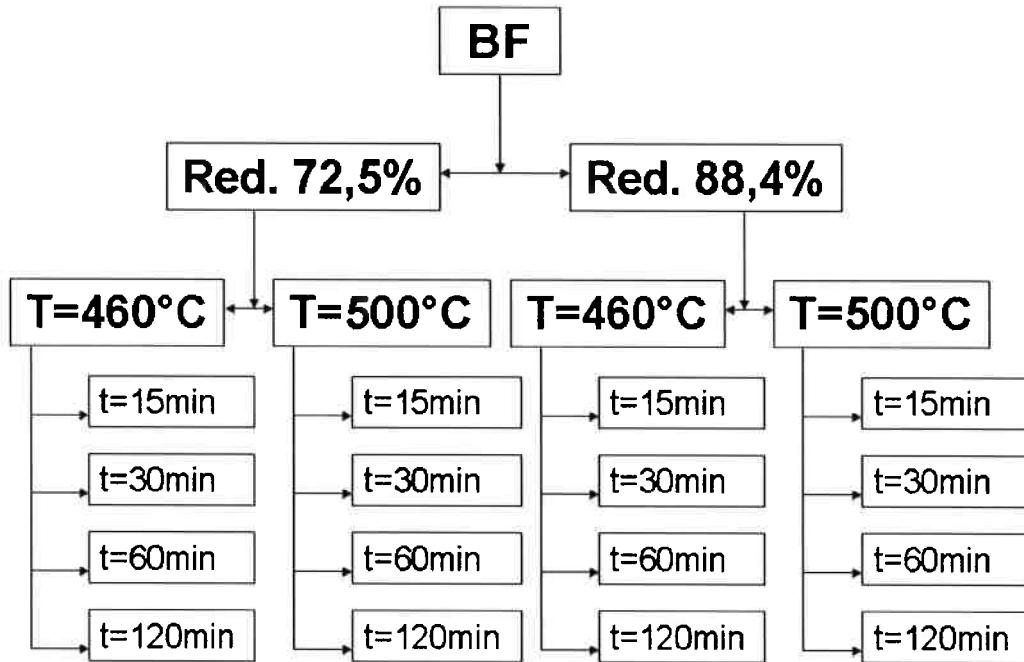


Figura 3.1: Seqüência de produção de corpos-de-prova para estudo.

3.2.2 Corpos-de-prova para análise de macrotextura e metalografia

Os corpos-de-prova foram confeccionados a partir do material bruto de fusão, das lâminas de cada espessura em seus estados encruados e recozidos como descritos a cima.

Para os cortes foram utilizados o *Cut-Off Buehler IsoMet 2000 Precision Saw*. Os corpos-de-prova destinados a metalografia foram produzidos a partir de cortes dos planos longitudinal-normal de cada amostra do bruto de fusão, encruados e do tratamentos térmicos. As amostras foram posteriormente lixadas e polidas.

Os corpos-de-prova destinados para análise de macrotextura cristalográfica foram confeccionados a partir do corte das amostras derivadas do bruto de fusão, encruados e dos tratamentos térmicos preparadas em forma de quadrado com arestas de 30 milímetros e posteriormente cortados à meia espessura, resultando em 19 corpos-de-prova. As amostras foram lixadas e polidas em seguida.

Para a análise de macrotextura cristalográfica da superfície, foram adicionados mais dois corpos-de-prova derivados das amostras encruadas, um de cada espessura.

3.3 Análise de textura e ensaio metalográfico

3.3.1 Difração de raios-X

A técnica de análise de macrotextura utilizada neste trabalho foi a difração de raios-X. Utilizou-se um difratômetro Shimadzu DRX-6000 equipado com goniômetro de textura, tubo de cobre e lentes policapilares (figura 3.2). Foi utilizada tensão de 30 KV e corrente de 30 mA.

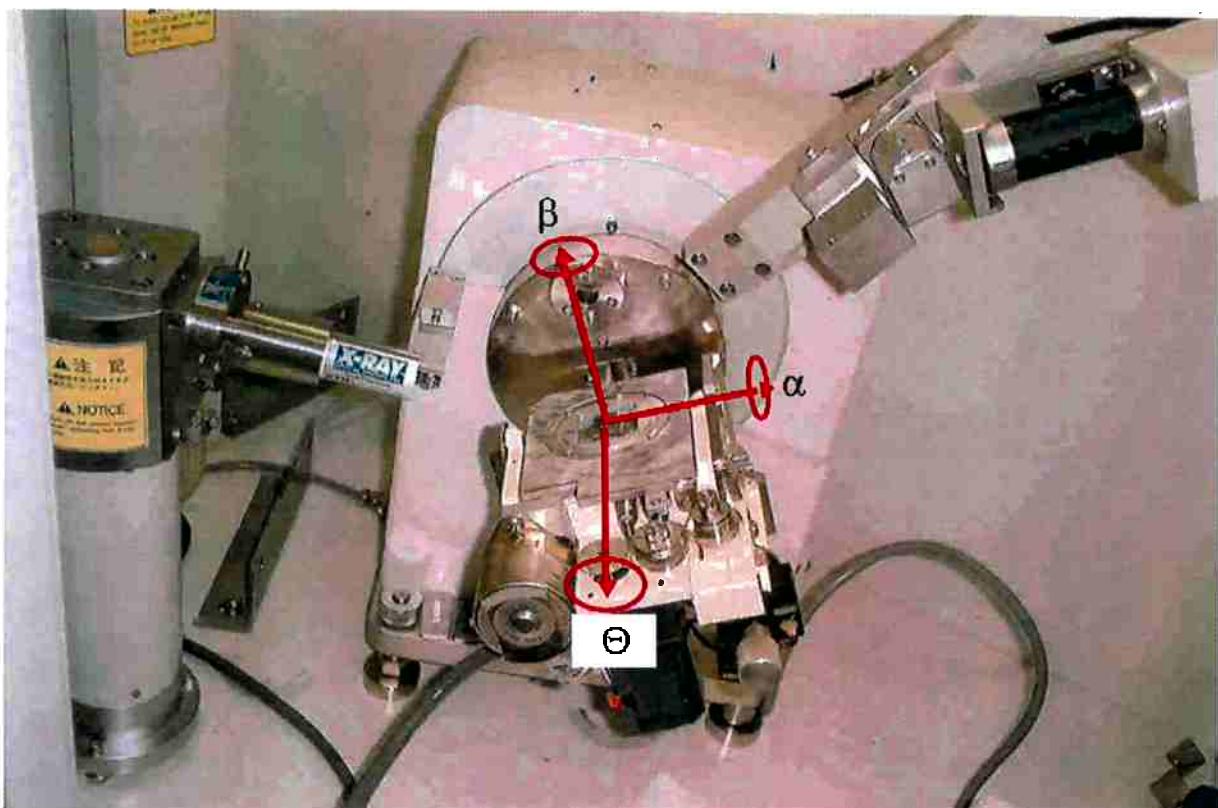


Figura 3.2: imagem do interior do difratômetro com esquema da movimentação do porta-amostra.

A grande vantagem da utilização do sistema policapilar é o aumento da área analisada, que é de 9 cm^2 , com o auxílio de um oscilador de amostra. Dessa forma o número de grãos analisados aumenta, garantindo uma melhor amostragem. O sistema de lente policapilar transforma o feixe divergente em um feixe paralelo de seção transversal quadrada (1cm^2) de alta intensidade. Tem como resultado a atenuação do ruído em relação aos picos de difração. A figura 3.3 apresenta esquematicamente o funcionamento de uma lente policapilar [3].

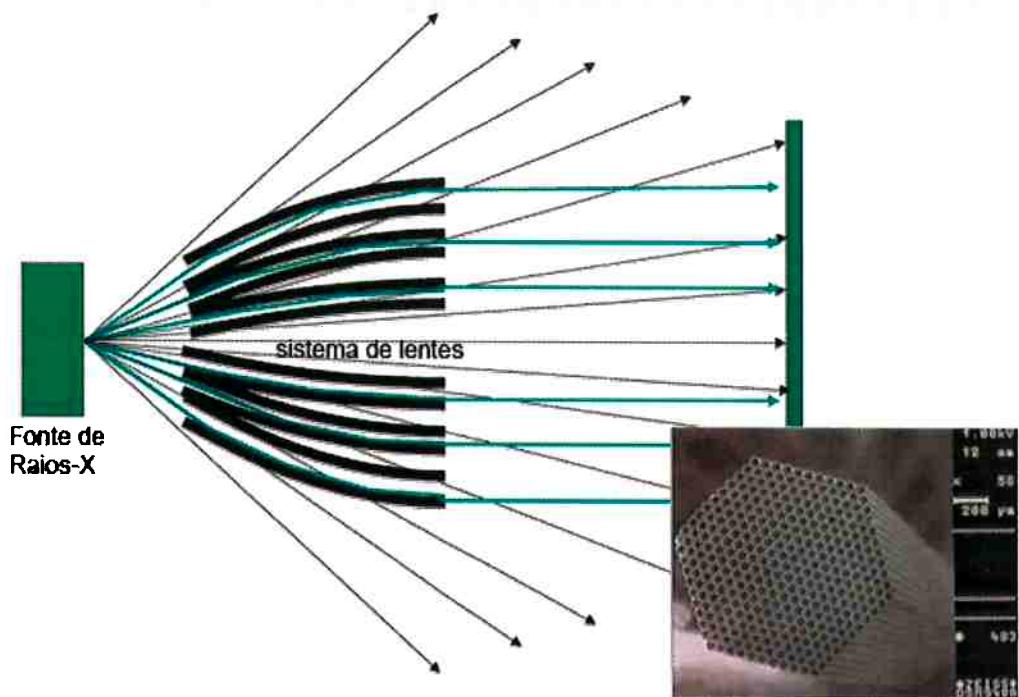


Figura 3.3: Representação esquemática de uma lente policapilar [3].

Para o cálculo das ODF's utilizou-se o sistema fornecido pelo fabricante (Shimadzu). Foram utilizadas as figuras de pólo (200), (220) e (111). O ângulo psi variou de 0 a 75°.

As análises foram feitas na meia-espessura dos corpos-de-prova bruto de fusão, encruados e recozidos. Também foram feitas análises na superfície de corpos-de-prova para avaliação da heterogeneidade da deformação.

3.3.2 Análise metalográfica

Os corpos-de-prova foram atacados com cloreto férreo para a revelação da microestrutura.

As imagens foram obtidas por Microscópio Olympus BX60M com câmera digitalizadora.

4 RESULTADO E DISCUSSÃO

4.1 Apresentação do corpo-de-prova bruto de fusão

Este trabalho visa investigar as características microestruturais de ligas de latão 70/30 encontradas no mercado e as confrontar com dados experimentais da literatura.

Um problema inicial é que os corpos-de-prova da literatura sofreram tratamento para que o experimento se iniciasse de uma amostra isenta de textura e de grãos finos, da ordem de 20 micrômetros [7,8,9,10,11,12,13].

O material deste trabalho se iniciou a partir da estrutura bruta de fusão com grãos muito grandes (figura 4.1) e uma textura forte de solidificação, de modo que a produção de uma ODF ou até mesmo de uma figura de pólo se viram frustradas pelo fato de que não há riqueza estatística de dados em uma área de poucos grãos resultando em imagens que não foram possíveis de interpretar.

É esperado a partir deste ponto, que os resultados deste trabalho apresentem desvios da literatura com relação a textura de cada situação a ser apresentada a seguir.

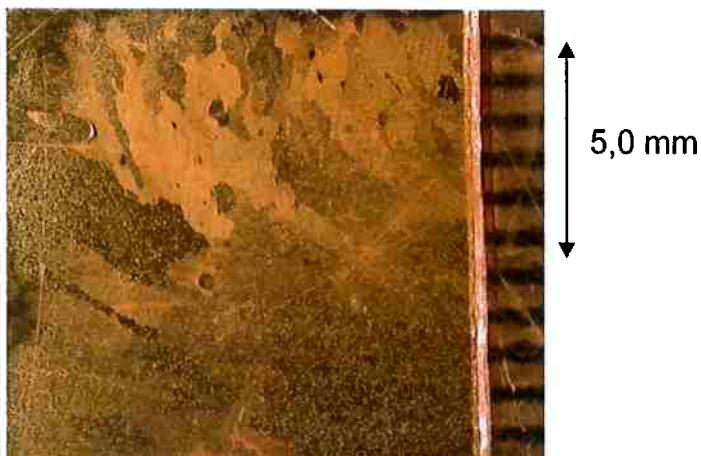


Figura 4.1: Estrutura bruta de fusão (6x). Notar que a escala foi feita com uma régua comum e que os grãos possuem granulometria da ordem de milímetros.

4.2 Textura e metalografia dos corpos-de-prova laminados

Os corpos-de-prova encruados de latão 70/30 da literatura [11,12,13] apresentaram transição de orientação de seus grãos ao longo da deformação, de modo que partiram de uma estrutura isenta de textura, passaram por um estágio de intensificação das principais componentes, sofreram transformações devido aos mecanismos de deformação ativos para cada estágio da deformação e, finalmente, chegaram a uma textura final para 99% de redução composta de B {110}<112> e G {011}<100>. A figura 4.2 é uma boa referência sobre onde localizar cada orientação ao longo de toda ODF.

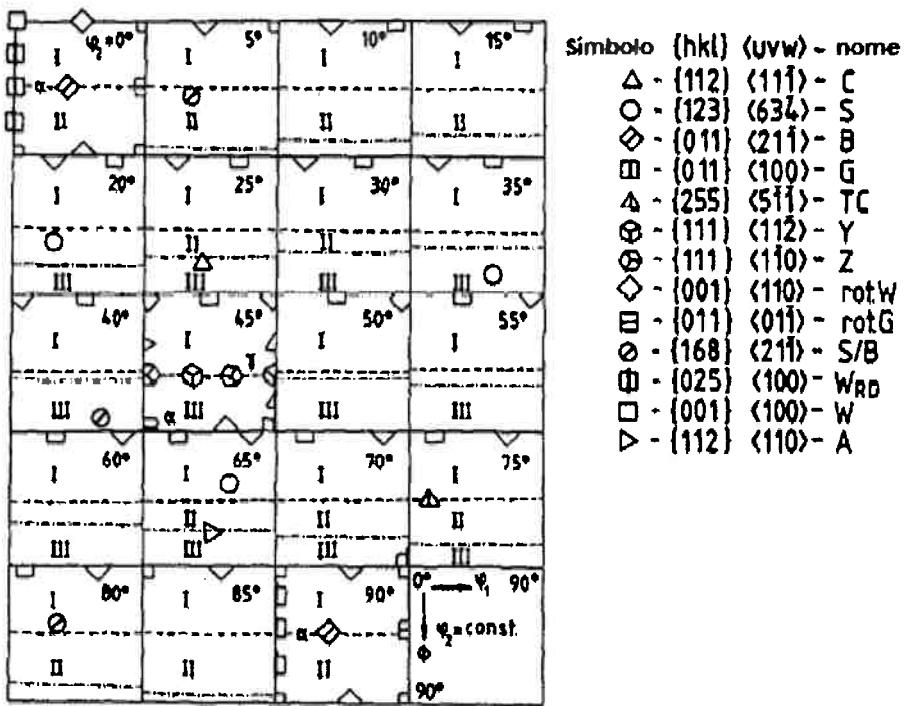


Figura 4.2: Orientações ideais das componentes de textura de laminação [9].

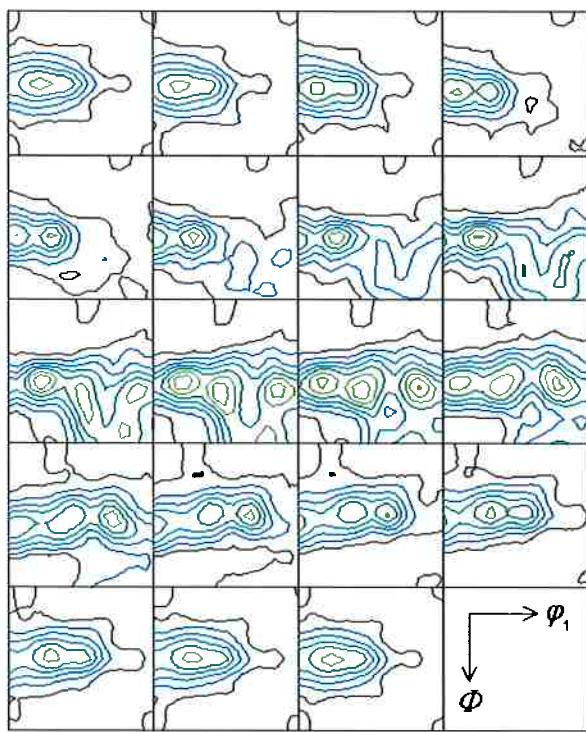
Para a figura 4.3 que ilustra a ODF para redução de 72,5% em sua meia-espessura, todas as componentes citadas na literatura estão presentes, incluindo a componente cubo (W {001}<100>) que não fora evidenciada. Isto indica a influência da textura inicial que está presente neste estágio.

Já para a redução de 88,4% (figura 4.4), as componentes B e G se intensificam na ODF de meia-espessura, porém a intensidade de C ainda está muito

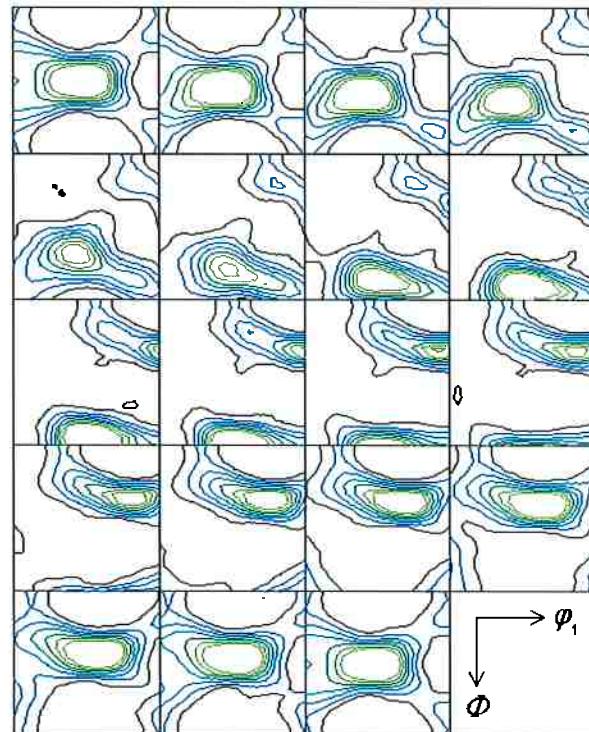
acentuada e é possível observar que a intensidade da componente W também aumentou.

Na ODF apresentada na figura 2.11, é possível observar que há a formação de certa intensidade ao redor da componente W para redução de 85%, que neste caso deve estar mais acentuada ainda devido a sua pré-existência na textura inicial. É referida na literatura que a intensidade da componente cubo é mais acentuada do que realmente representa a sua presença na microestrutura, e isso se deve ao fato de seu alto grau de simetria.

No entanto, a componente C ainda tão intensa, então pode se supor que esta componente também seja advinda da textura inicial. Esta é uma evidência da heterogeneidade da deformação que é mais intensa na superfície do que na linha central.



Contour Levels: 0.5 1.0 1.5 2.0 2.5 3.0 3.5 4.0



Contour Levels: 0.5 1.0 1.5 2.0 2.5 3.0 3.5

Figura 4.3: ODF do corpo deformado em 72,5%.

Figura 4.4: ODF do corpo deformado em 88,4%

Outra forma de se apresentar estes mesmos resultados é através da observação da intensidade das orientações ao longo das fibras α , β e τ (figura 4.5).

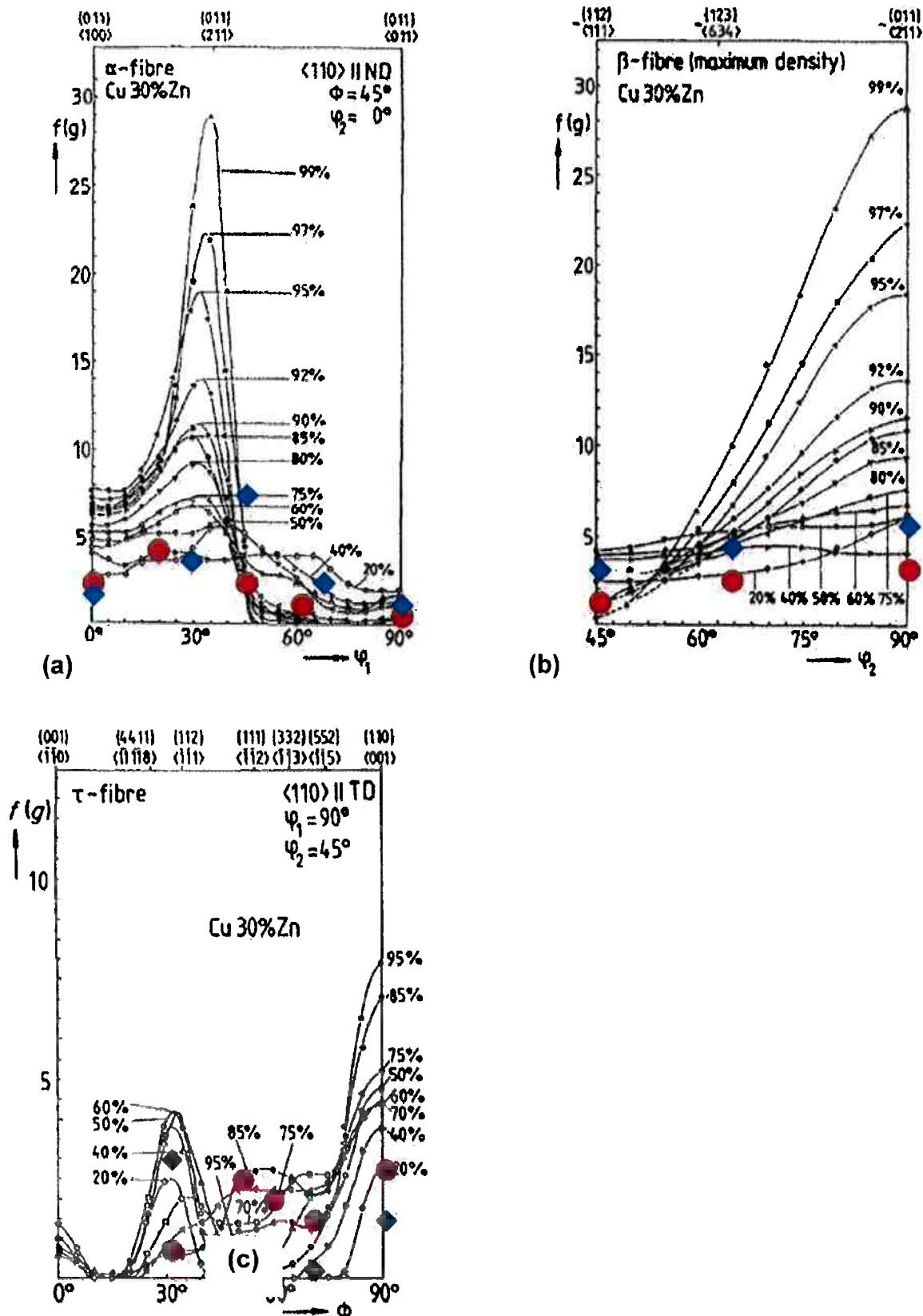


Figura 4.5: Intensidade em função da orientação nas fibras (a) α , (b) β e (c) τ de estrutura cfc e em comparação com os resultados obtidos por Hirsch et al. [11]. Os losangos representam a redução de 88,4% e as circunferências a redução de 72,5%.

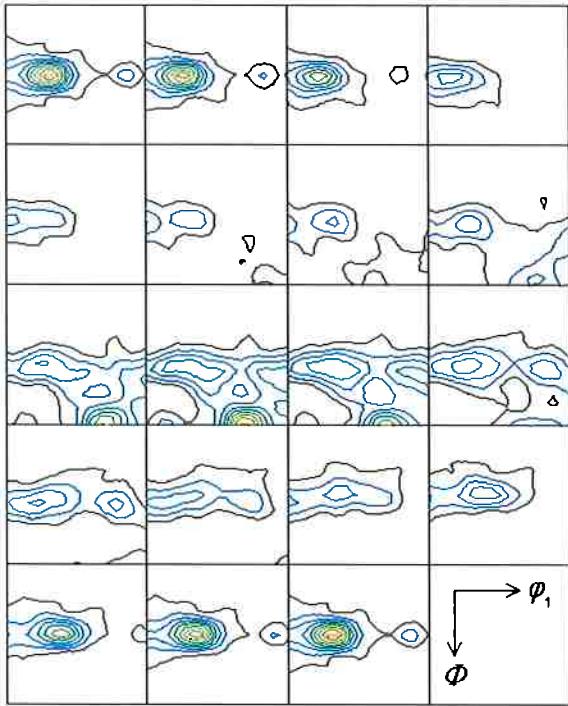
Como se pode observar, a intensidade de raios difratados neste estudo é inferior ao que é apresentado na literatura [11] e isto se deve a presença de um número menor de grãos em uma mesma área.

Na figura 4.5b, o gráfico da fibra β demonstra maior intensidade para B do que para C em ambos os casos. Na figura 4.5a, o gráfico da fibra α demonstra uma distribuição de intensidades intermediárias entre B e G para redução de 72,5% e um pico próximo a B para redução de 88,4%, indicando que há uma evolução da textura na intensificação da componente B.

A figura 4.5c, no entanto, demonstra que para a maior redução, as componentes C e G estão com as intensidades claramente mais acentuadas, mas para a redução menor, a componente de cisalhamento Y é a que se apresenta mais acentuada junto a G.

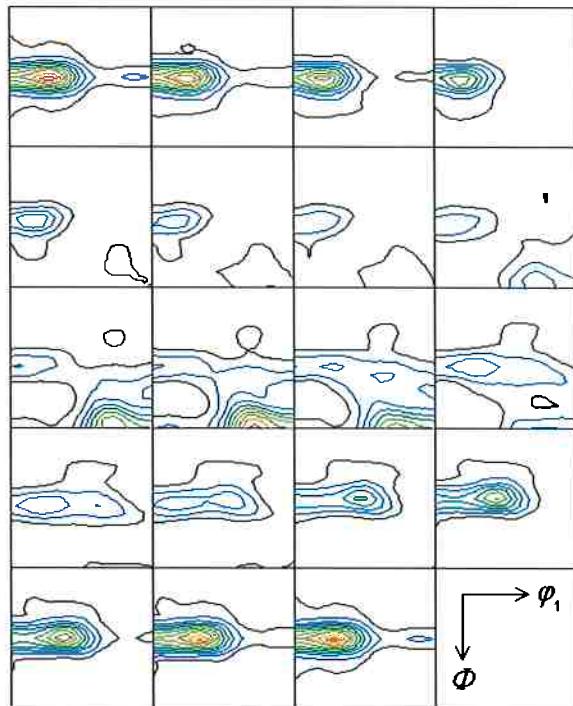
É importante ressaltar que, embora o valor calculado para as reduções esteja em torno de 80%, é evidente como a deformação à meia-espessura da amostra com 88,4% de redução se assemelha a figura 2.11 para 40% de redução. Isto é uma evidência adicional da heterogeneidade de deformação presente no material deste estudo.

Quanto à textura na superfície de cisalhamento (figuras 4.6 e 4.7), esta está de acordo no que se refere à fibra gama, onde os planos {111} são paralelos a direção normal, porém estas imagens divergem da literatura [10,15] ao apresentar forte componente latão e nenhum traço de cubo rodado na direção da laminação (WRD – {025}<100>).



Contour Levels: 1.0 2.0 3.0 4.0 5.0 6.0 7.0 8.0 9.0

Figura 4.6: ODF de superfície de cisalhamento para redução de 72,5%



Contour Levels: 1.0 2.0 3.0 4.0 5.0 6.0 7.0 8.0 9.0 10.0

Figura 4.7: ODF de superfície de cisalhamento para redução de 88,4%

Ao se compararem estas duas figuras, é notável a semelhança entre ambas. Pode-se estimar que a textura da superfície seja preservada devido ao atrito com o cilindro de laminação ou que esta adquire uma textura característica do trabalho mecânico. Entretanto, o que se pode constatar é que este desvio da idealidade, reportada na literatura, se deve ao fato dos grãos serem muito grosseiros e com textura forte de solidificação. Em Engler et al. [10] é citado que quanto menor a EDE, menor é a heterogeneidade entre as texturas apresentadas na meia-espessura e na superfície.

As metalografias revelam uma microestrutura heterogênea mesmo com o maior grau de redução, indicando que entre superfície e linha central existe um gradiente de deformação.

As figuras 4.8 e 4.9 foram feitas de imagens do plano da direção normal-longitudinal dos corpos-de-prova.

Na figura 4.8, podemos observar no corpo-de-prova reduzido a 72,5% a presença de bandas de deformação e de cisalhamento, que de acordo com a literatura, já eram previstas. Estas heterogeneidades propiciam rotações diferenciadas dos grãos que resultam em um gradiente de texturas ao longo da

espessura, sendo assim, mesmo que tivéssemos encontrado a textura referida na literatura, ainda assim haveria grande diferença entre meia-espessura e superfície de cisalhamento.

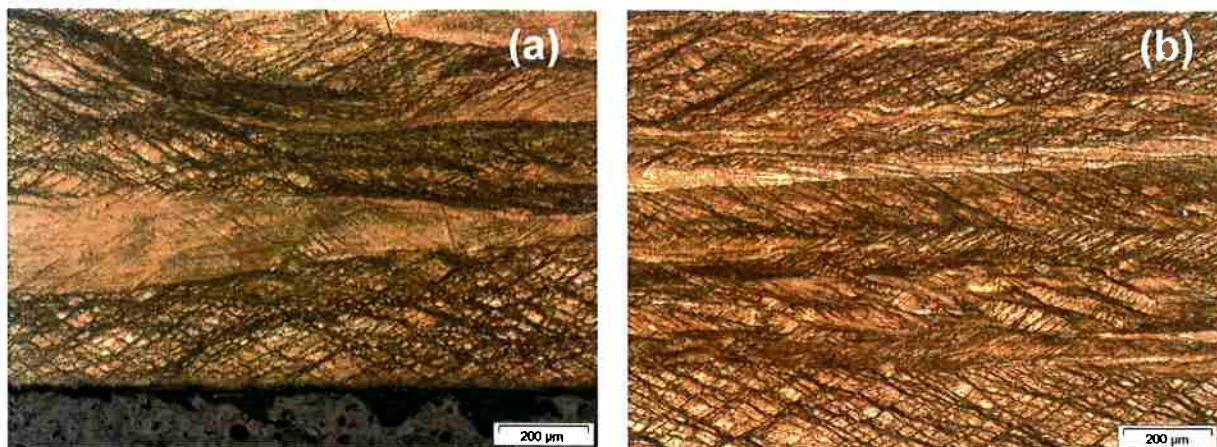


Figura 4.8: Metalografia de corpo laminado a frio até 72,5% aumentado em 50x. (a) existe a presença de um grão alongado em meio a outros intensamente deformados e (b) apresenta mesclas entre bandas de cisalhamento e de deformação.

Na figura 4.9 tem-se imagens do corpo-de-prova reduzido a 88,4% que revelam menor heterogeneidade, porém, esta ainda é intensa e pode se observar em 4.9a uma faixa deformada diferenciada do resto da espessura e em 4.9b é possível observar heterogeneidades na superfície do corpo-de-prova.

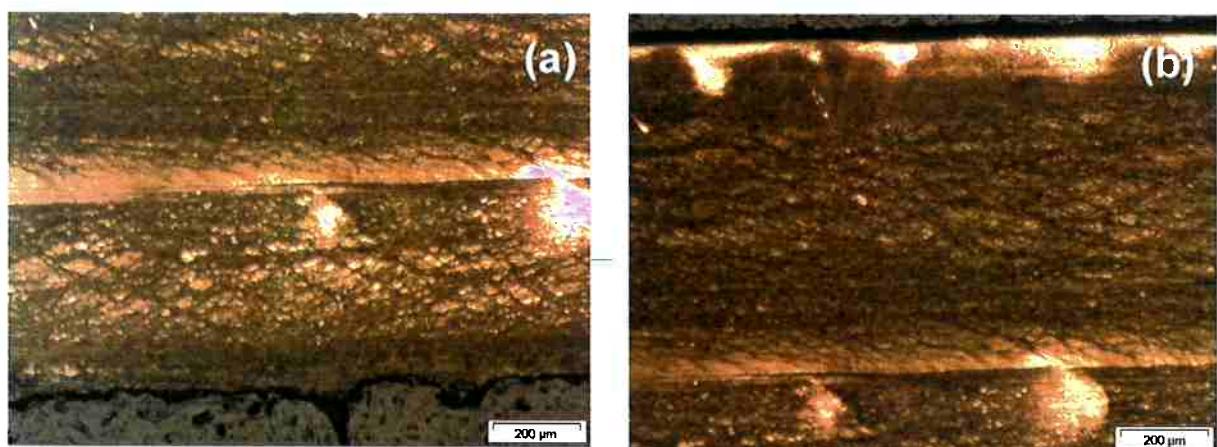


Figura 4.9: Metalografia do corpo laminado a frio até 88,4% aumentado em 50x. (a) deformação menos heterogênea, mas com manutenção de faixa central diferenciada e (b) apresenta uma morfologia diferenciada na superfície.

A partir destas evidências, espera-se que a recristalização também apresente heterogeneidades.

4.3 Textura dos corpos-de-prova recristalizados

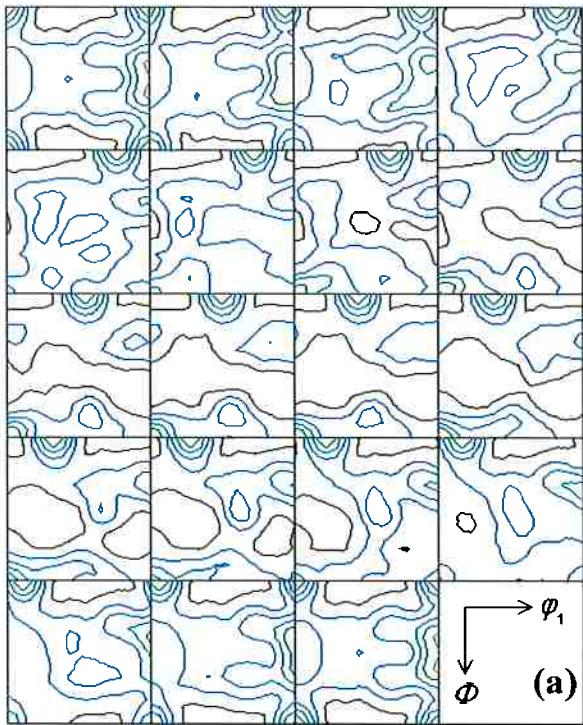
As figuras de distribuição de orientação serão apresentadas confrontando-se tratamentos térmicos de durações diferentes para corpos-de-prova de reduções semelhantes.

É importante frisar que para a textura de recristalização é necessário observar toda ODF, diferentemente da textura de deformação onde quase todas as informações se concentram em $\varphi_2=45^\circ$

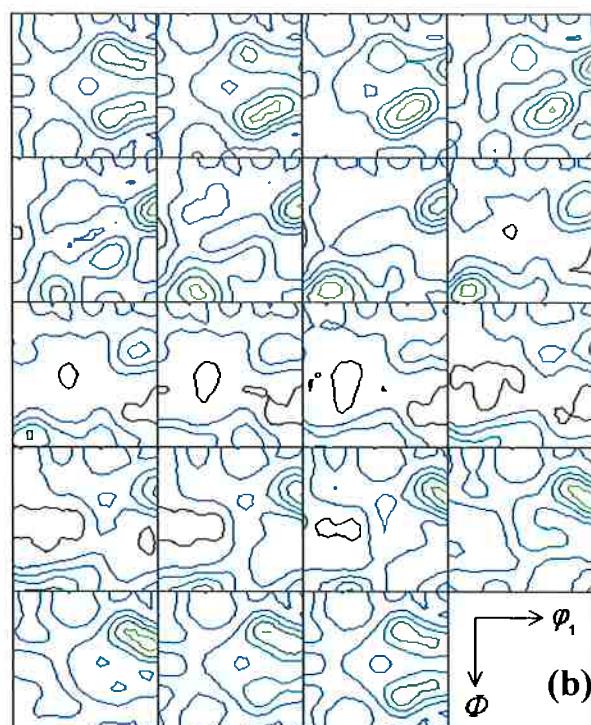
4.3.1 Textura dos corpos-de-prova recristalizados reduzidos a 88,4%

A literatura mostra que para reduções de 97%, a duração de tratamento de 30 segundos é suficiente para alcançar a textura final a 445°C (figura 2.13c). Mas este não é o caso destas amostras.

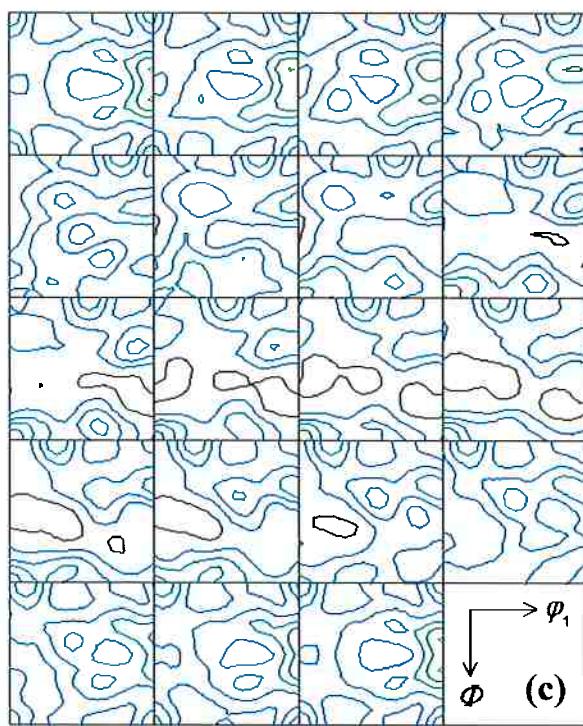
Elas são mais espessas, menos deformadas e trazem um histórico de textura diferenciado. Na figura 4.10 são mostradas as ODF's para a redução de 88,4% e é interessante observar que, apesar das diferenças entre o latão 70/30 apresentado neste trabalho e na literatura [7], foi possível atingir textura semelhante com longos tempos de tratamento.



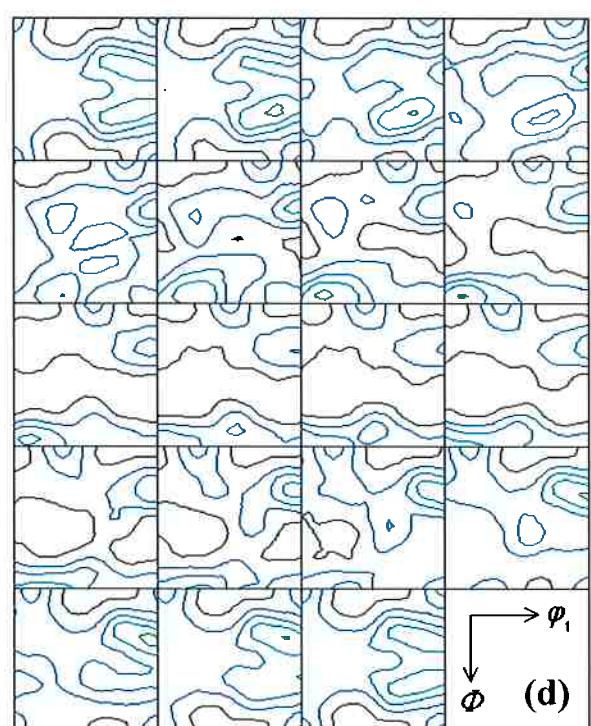
Contour Levels: 0.5 1.0 1.5 2.0 2.5 3.0



Contour Levels: 0.4 0.8 1.2 1.6 2.0 2.4



Contour Levels: 0.4 0.8 1.2 1.6 2.0 2.4



Contour Levels: 0.5 1.0 1.5 2.0 2.5

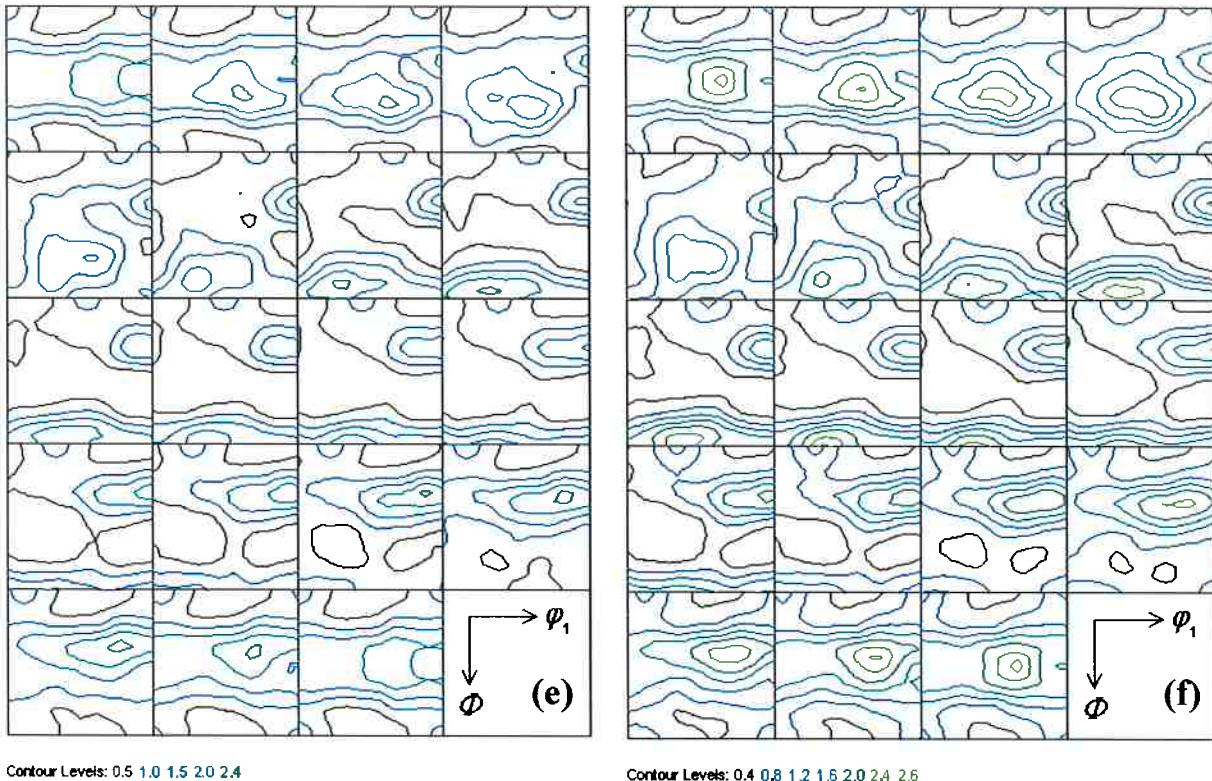


Figura 4.10: ODF's para os diversos tratamentos térmicos aplicados ao laminado com 88,4% de redução. (a) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$, (b) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=30\text{min}$, (c) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=60\text{min}$, (d) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$, (e) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$ e (f) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$.

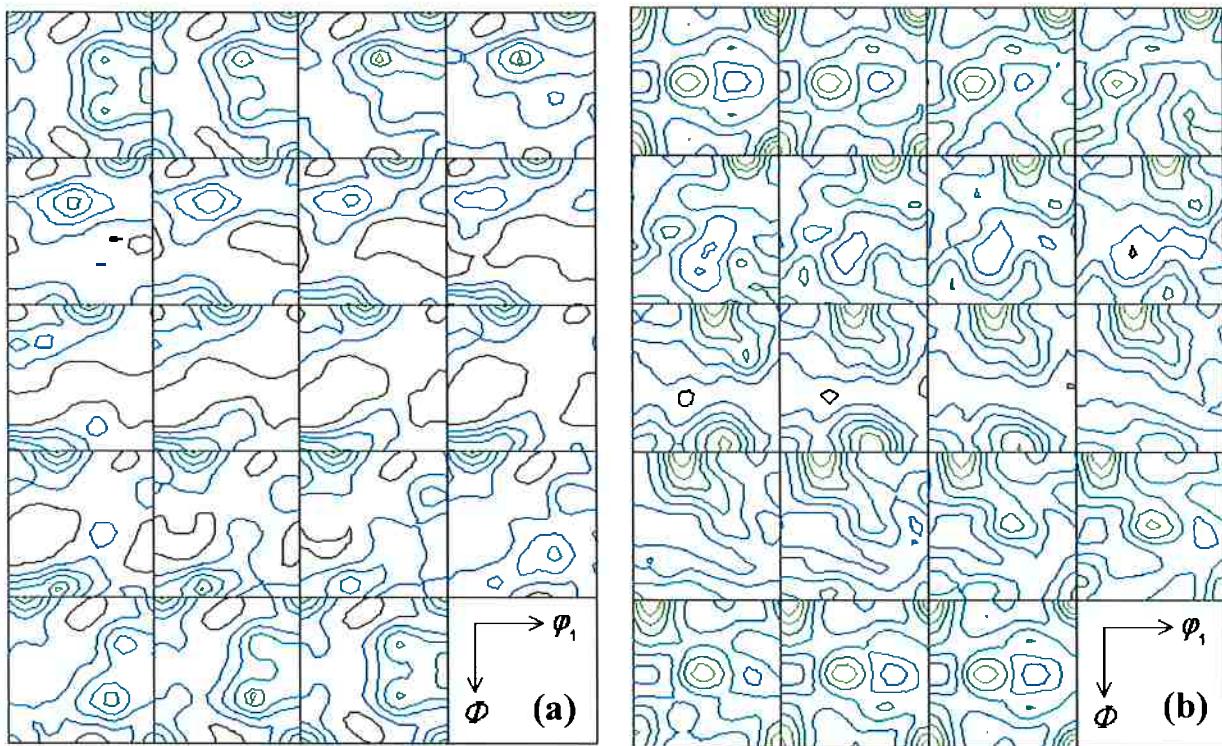
Da figura 4.10a a 4.10d, temos o tratamento a 460°C com as durações variando de 15 a 120 minutos. As imagens demonstram que 120 minutos é tempo suficiente para se atingir a textura próxima a encontrada na literatura. As figuras 4.10e e 4.10f representam os tratamentos a 500°C para 15 e 120 minutos, respectivamente. A diferença entre os dois grupos de temperatura se mostra clara, pois, com 40°C de diferença, a cinética se demonstrou mais intensa como esperada e os picos de intensidade foram maiores.

As ODF's demonstram que para o estágio, no qual a textura de recristalização final deste estudo é obtida, as componentes C, B, S, G, W, WRD e BR estão presentes na literatura [9].

4.3.2 Textura dos corpos-de-prova recristalizados reduzidos a 72,5%

Apesar da redução ser semelhante a da figura 2.13a, as ODF's não se assemelham a ela e nem a figura 2.13c (figura 4.10).

É difícil compreender os eventos nestas ODF's a fim de justificá-las, pois elas apresentam morfologia diferenciada da literatura. A figura 4.11 apresenta imagens que indicam uma forte tendência na formação da componente W, que por sinal, não apresenta intensidade forte na textura do seu respectivo corpo-de-prova encruado. Em Engler et al. [9], isto é referido como uma estrutura que se desenvolve a partir de regiões de baixa deformação.



Contour Levels: 0.5 1.0 1.5 2.0 2.5 2.7

Contour Levels: 0.3 0.6 0.9 1.2 1.5 1.8 2.1

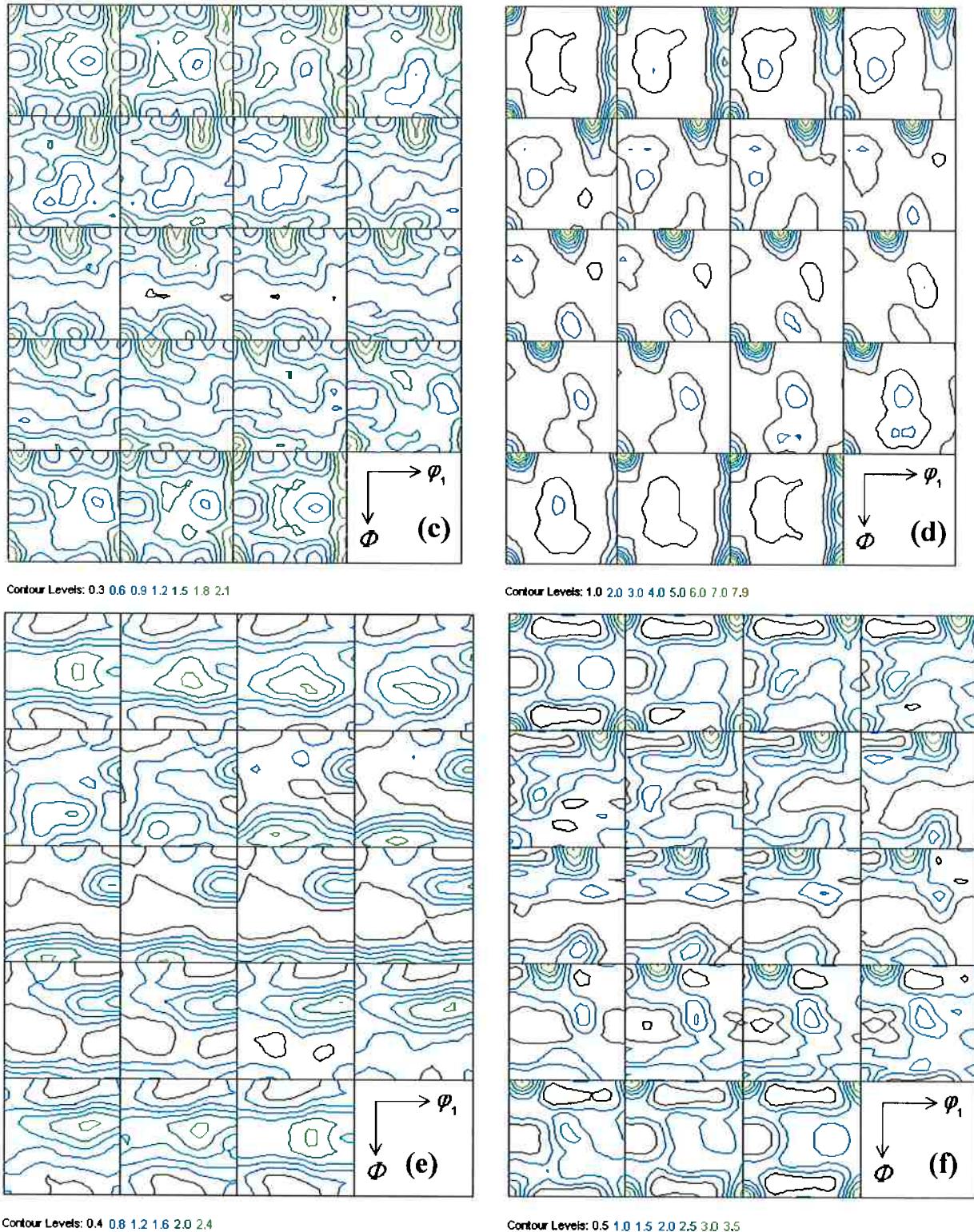


Figura 4.11: ODF's para os diversos tratamentos térmicos aplicados ao laminado com 72,5% de redução. (a) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$, (b) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=30\text{min}$, (c) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=60\text{min}$, (d) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$, (e) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$ e (f) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$.

À temperatura de 460°C , existe uma forte evolução da componente W e de Goss rodada ($\text{G}' - \{011\}<011>$), ocorre uma fraca evolução da componente B, que

depois tem sua intensidade enfraquecida, e praticamente não se apresentam as outras componentes.

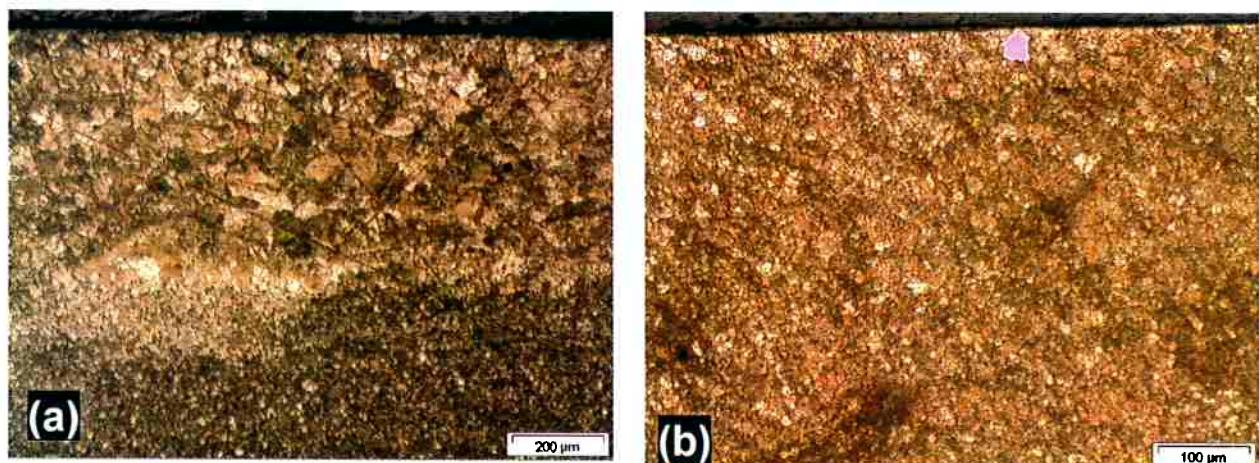
A figura 4.11e (temperatura de tratamento de 500°C e duração de 15 minutos) apresenta uma morfologia que se assemelha à textura respectiva à alta deformação, porém, à medida que o tempo passa, ocorre o enfraquecimento da intensidade de quase todas as componentes com exceção da W que fica mais intensa.

É preciso lembrar que a presença da heterogeneidade ao longo da espessura gera um grau de deformação menor do que o calculado. Em Engler et al. [9] é discutido a respeito da intensificação de W e aparentemente esta componente está relacionada com núcleos provenientes de regiões menos deformadas e que nestas condições esta componente tem seu crescimento favorecido.

É possível se esperar em um corpo-de-prova com grãos grandes que a deformação próxima ao contorno de grão e no seu centro tenham intensidades diferentes e, que disso, o grau de encruamento e a posterior nucleação sejam diferenciados.

4.3.3 Metalografia dos corpos-de-prova recristalizados

Neste tópico serão apresentadas as diversas metalografias feitas a partir do plano longitudinal-normal para os diversos corpos-de-prova cujas texturas foram analisadas.



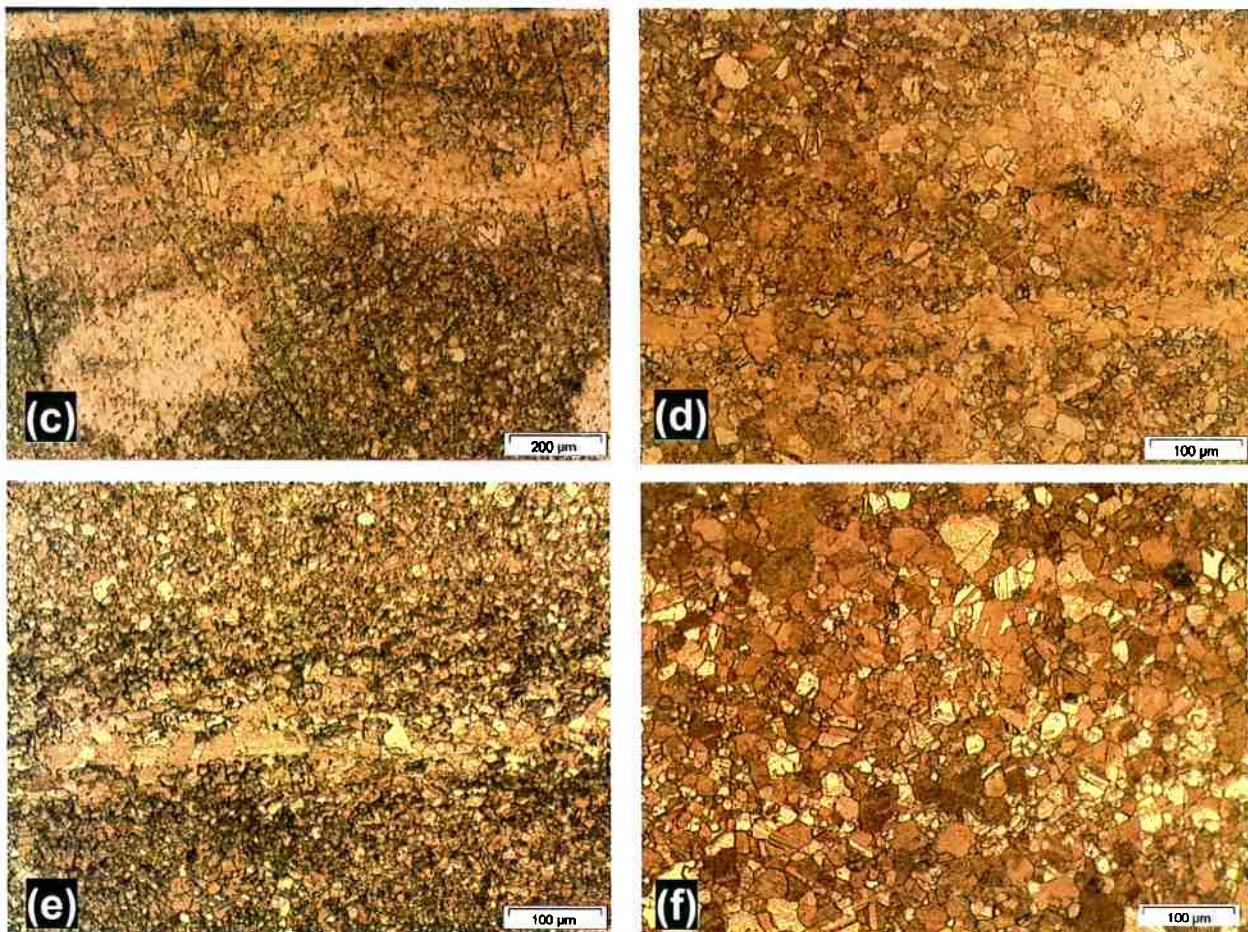


Figura 4.12: corpos-de-prova reduzidos a 88,4% e recristalizados. (a) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$ (50x), (b) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=30\text{min}$ (100x), (c) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=60\text{min}$ (50x), (d) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$ (100x), (e) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$ (100x), (f) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$ (100x).

As imagens de 4.12a a 4.12d correspondem aos tratamentos térmicos de temperatura de 460°C dos corpos de prova com 88,4% de redução. Aparentemente, em 4.12a (15 minutos de tratamento) o corpo-de-prova não estava completamente recristalizado, mas já apresenta grãos grandes na região onde antes era ocupada por bandas de cisalhamento.

Em 4.12c (60 minutos de tratamento) pode se ver o quanto se tornou heterogênea a microestrutura ao passo que em 4.12d (120 minutos de tratamento) é possível observar o tamanho de grão desigual dentro e fora de uma faixa situada próxima à meia-espessura da chapa, como pode ser observado na figura 4.9a.

A 500°C , para a redução de 88,4%, nos primeiros 15 minutos, a matriz ainda não se apresenta completamente recristalizada (figura 4.12e), mas depois de 120 minutos de tratamento térmico, surge uma microestrutura grãos de vários tamanhos, característico de recristalização em estrutura heterogeneamente deformada.

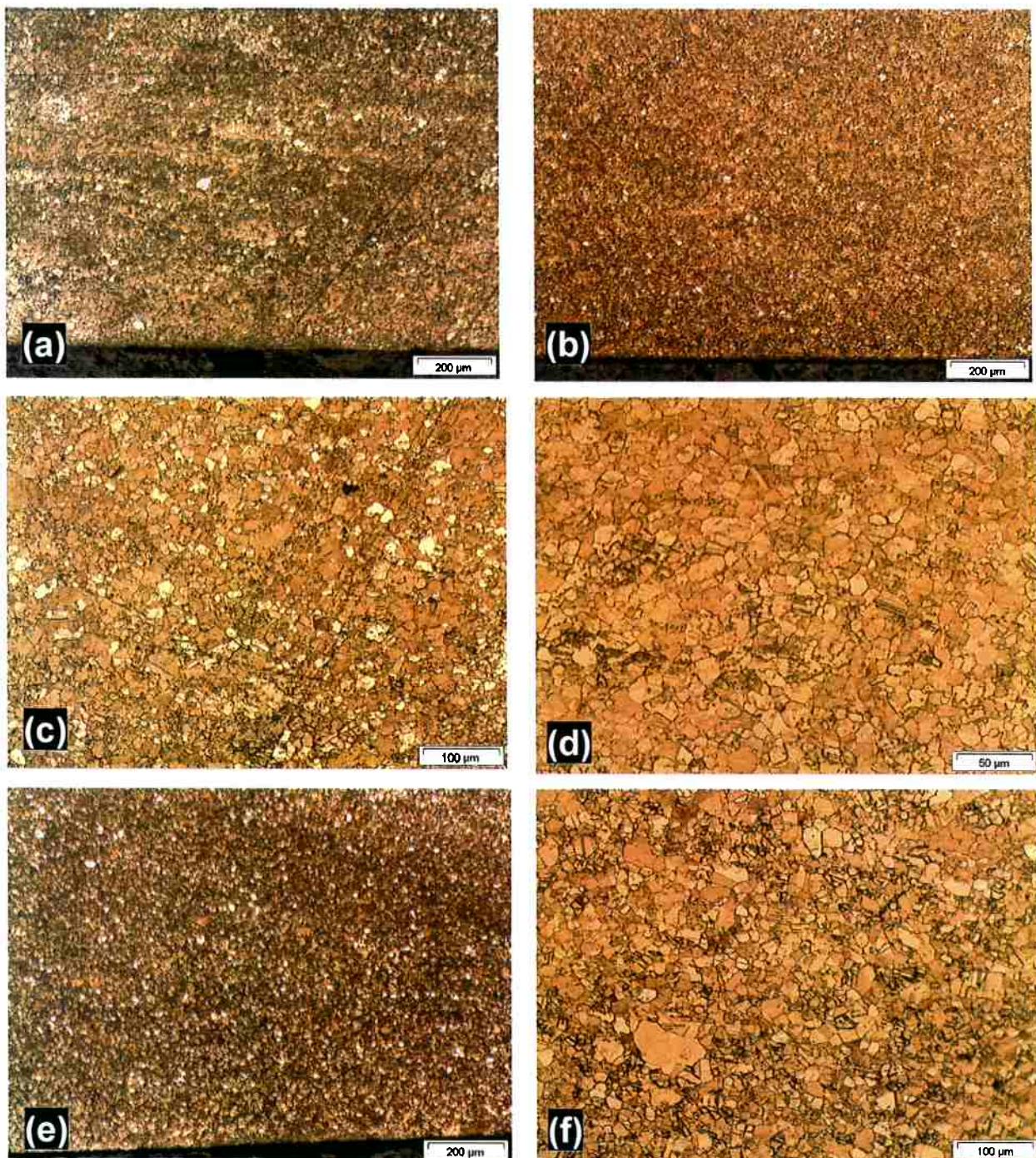


Figura 4.13: corpos-de-prova reduzidos a 72,5% e recristalizados. (a) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$ (50x), (b) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=30\text{min}$ (50x), (c) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=60\text{min}$ (100x), (d) $T=460^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$ (200x), (e) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=15\text{min}$ (50x), (f) $T=500^{\circ}\text{C}$ $t=120\text{min}$ (100x).

No tratamento dos corpos-de-prova reduzidos a 72,5%, temos para ambas as temperaturas de tratamento granulometrias finas e provavelmente não completamente recristalizadas nos primeiros 30 minutos.

De 60 minutos em diante surge uma microestrutura heterogênea e, novamente, isso é devido ao gradiente de deformação encruamento que não permite a geração de núcleos com distribuição homogênea que pudessem crescer e varrer a microestrutura por igual.

5 CONCLUSÕES

O latão 70/30 de origem comercial estudado apresentou microestrutura heterogênea tanto no estado encruado quanto no recozido e, consequentemente, apresentou uma textura que está diferente da reportada na literatura.

Isso se deve ao fato de que a microestrutura inicial da estrutura bruta de fusão possuir grãos muito grosseiros e com textura forte, que dificilmente é eliminada dentro deste processo e, ainda, é um dos fatores causadores dos desvios nas análises do processo.

O outro fator importante é a deformação insuficiente. Para se conseguir uma recristalização homogênea é necessária, entre outros fatores, de que exista certa distribuição homogênea de núcleos de recristalização que são oriundos da deformação. Para ambas as reduções, a deformação na superfície é muito superior a que ocorre na meia-espessura e, portanto, as comparações feitas com a literatura com relação à meia-espessura levando-se em conta o valor calculado da redução não se mostrou como a mais ideal.

Para a produção de chapas de latão 70/30 com microestrutura homogênea e textura final de recristalização adequada é sugerido um grau maior de deformação e o uso de recursos de modelamento matemático que evidencie com maior certeza qual é o grau de deformação na linha central para a melhor avaliação da macrotextura do material e sua respectiva influência nas propriedades mecânicas do material.

Como na indústria certas espessuras de laminado a frio são impraticáveis devido às limitações do equipamento, pode-se começar o processo com um produto bruto de fusão de maior espessura, pois o importante para a textura e para a recristalização é a relação de redução entre espessura inicial e final.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ASM Handbook, *Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials*. ed.10, v. 2, p. 1023, 1992
2. ASM Handbook, *Alloy Phase Diagrams*. ed.10, v. 3, 1992
3. CASTRO, N.A. Textura de recristalização de aços elétricos de grão não orientado. *Tese de doutoramento*, Escola Politécnica da Universidade São Paulo, "a ser defendida" (2007).
4. CHRISTOFFERSEN, H., LEFFERS, T. Microstructure and composite deformation pattern for rolled brass. *Scripta Materialia*, v.37, n.9, p. 1429-1434, 1997.
5. DOHERTY, R.D., HUGHES, D.A., HUMPHREYS, F.J., JONAS, J.J., JENSEN, D.J., KASSNER, M.E., KING, W.E., MCNELLEY, T.R., MCQUEEN, H.J., ROLLET, A.D. Current issues in recrystallization: a review. *Materials Science and Engineering A*, v.238, p. 219-274, 1997.
6. DUGGAN, B.J., HUTCHINSON, W.B, HATHERLY, M. Recrystallization studies in 70:30 brass using a high voltage electron microscope. *Scripta metallurgica*, v.12, p. 293-295, 1978.
7. EL-DANAF, E., KALIDINDI, S.R., DOHERTY, R.D., NECKER, C. Deformation texture transition in brass: critical role of micro-scale shear bands. *Acta Materialia*, v.48, p. 2665-2673, 2000.
8. ENGLER, O., HIRSCH, J., LÜCKE, K. Texture development in dual phase α/β -brass – Part I: Rolling Texture. *Zeitschrift Fur Metallkunde*, v.86, p. 465-474, 1995.
9. ENGLER, O., HIRSCH, J., LÜCKE, K. Texture development in dual phase α/β -brass – Part II: Recrystallization Texture. *Zeitschrift Fur Metallkunde*, v.86, p. 475-484, 1995.
10. ENGLER, O., HUH, M.Y., TOMÉ, C.N. A study of through thickness texture gradients in rolled sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.31A, p. 2299-2315, 2000.
11. HIRSCH, J., LÜCKE, K. Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline f.c.c. metals – I. Description of rolling texture development in homogeneous CuZn alloys. *Acta Metallurgica*, v.36, n.11, p. 2863-2882, 1988.

12. HIRSCH, J., LÜCKE, K. Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline f.c.c. metals – II. Simulation and interpretation of experiments on the basis of Taylor-types theories. *Acta Metallurgica*, v.36, n.11, p. 2883-2904, 1988.
13. HIRSCH, J., LÜCKE, K., Hatherly, M. Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline f.c.c. metals – III. The influence of slip inhomogeneities and twinning. *Acta Metallurgica*, v.36, n.11, p. 2905-2927, 1988.
14. MARTINS, J.P. Evolução da microestrutura e da textura durante o processamento de chapas da liga Al-Mn-Fe-Si (3003) produzidas por lingotamento contínuo: um estudo comparativo com o processo semi-contínuo. *Tese de doutoramento*, Escola Politécnica da Universidade São Paulo, 2005.
15. MAO, W., SUN, Z. Inhomogeneity of rolling texture in Fe-28Al-2Cr alloy. *Scripta Metallurgica et Materialia*, v.29, p. 217-220, 1993.
16. PADILHA, A.F., SICILIANO Jr., F. *Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura*. São Paulo: ABM livros, 2005. Cap. 2 e 3, p. 12-48.
17. ZHAO, Y.H., LIAO, X.Z., ZHU, Y.T., HORITA, Z., LANGDON, T.G. Influence of stacking fault energy on nanostructure formation under high pressure torsion. *Materials Science and Engineering A*, v. 410, p188-193, 2005.