UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

PAULO ROBERTO GODOY PATROCINIO

Caracterização da textura e do orelhamento (“*earing*”) da liga AA3104 após a redução a frio

Lorena - SP

2011

PAULO ROBERTO GODOY PATROCINIO

Caracterização da textura e do orelhamento ("*earing*") da liga AA3104 após redução a frio

Dissertação apresentada a Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Ciências na área de concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos

Orientador:
Prof. Dr. Hugo Ricardo Zschommler Sandim

Edição reimpressa e redigida

Lorena SP
Agosto, 2011

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha Catalográfica
Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo

Patrocinio, Paulo Roberto Godoy
Caracterização da textura e do orelhamento ("earing") da liga AA3104 após a redução a frio / Paulo Roberto Godoy Patrocinio; orientador Hugo Ricardo Zschommler Sandim. –ed. reimp., corr.-Lorena, 2011.
115 p.: il.

Dissertação (Mestre em Ciências – Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais. Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) – Escola de Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo.
.

1. Alumínio 2. Laminação 3. Latas de bebidas 4. Liga AA3104 5. Textura I. Título.

CDU 669.018

Aos meus pais, que se privaram de tantos sonhos em prol da minha formação profissional e que sempre viveram pela união da nossa família.

Aos meus irmãos Daniella, Luiz Gustavo e Pedro Henrique que sempre me incentivaram para a conclusão deste trabalho.

AGRADECIMENTOS

À minha família, pelo amor, carinho e incentivo que permitiram o início e a conclusão desta dissertação com êxito.

À Novelis do Brasil Ltda. pelo incentivo e apoio ao desenvolvimento deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Hugo Ricardo Zschommler Sandim pela cooperação e altruísmo em dividir seu conhecimento comigo.

Aos colegas da Novelis do Brasil que me auxiliaram no mestrado, em especial ao Eng. Luiz Alberto Murad Veiga pelo apoio e incentivo para a conclusão deste trabalho, ao Téc. Adilson Luiz que me ajudou na preparação de amostras e no trabalho metalográfico e ao Téc. Benediti David Melo que me ajudou nos ensaios mecânicos realizados neste trabalho.

Aos colegas do Departamento de Engenharia de Materias (LOM) da Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo (EEL-USP) que me auxiliaram no mestrado, em especial a doutoranda Reny Ângela Renzetti pela ajuda nos ensaios descritos neste texto.

Aos funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais (LOM) pela atenção, respeito e prontidão.

Ao Prof. Dr. Raúl E. Bolmaro pela ajuda nos ensaios de textura cristalográfica realizados no Instituto de Física de Rosário – IFIR.

Não é preciso entrar na história para fazer um mundo melhor.

Gandhi

RESUMO

PATROCINIO, P. R. G. **Caracterização da textura e do orelhamento ("earing") da liga AA3104 após a redução a frio.** 2011. 115p. Dissertação (Mestrado em ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

A liga de alumínio AA3104 é utilizada na manufatura de componentes obtidos via estampagem profunda e estiramento, como corpo de latas de bebidas. O presente trabalho visa relatar as principais alterações microestruturais e texturais da liga AA3104 em diferentes condições de deformação a frio. As amostras investigadas foram obtidas por meio de laminação a quente nas espessuras de 1,80 e 2,25 mm. O material A com espessura de 1,80 mm foi laminado duas vezes a frio com reduções de 64% e 59%. Já o material B com espessura de 2,25 mm foi laminado três vezes a frio com reduções de 55%, 52% e 51%. Após cada redução a frio foram retiradas amostras para as caracterizações. A espessura final nos dois materiais foi de 260 μm. A caracterização microestrutural foi realizada por meio de microscopia ótica convencional e microscopia eletrônica de varredura. A textura de recristalização foi obtida por meio de difração de raios X. Foram realizados ensaios mecânicos para determinar a microdureza e limites de resistência e escoamento das amostras analisadas, além do ensaio de embutimento das amostras para a caracterização do orelhamento. Os melhores resultados de orelhamento foram obtidos no material A e os maiores valores de tensão de escoamento, resistência a tração e microdureza foram observadas no material B. Também foram retiradas amostras de latas de bebidas após a estampagem e após a estampagem e recozimento para a caracterização microestrutural. A ênfase desta Dissertação visa avaliar a influência da quantidade de deformação a frio aplicada em chapas recristalizadas provenientes da laminação a quente na textura cristalográfica e no comportamento das chapas durante o ensaio de orelhamento.

Palavras-chave: Alumínio. Laminação. Latas de bebidas. Liga AA3104. Textura.

ABSTRACT

PATROCINIO, P. R. G. **Texture and earing characterization of AA3104 alloy after cold rolling.** 2011. 115p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

The aluminum alloy AA3104 is widely used in the manufacture of components obtained by deep drawing and ironing, as the body of beverage cans. The present work describes the main microstructural and textural changes of AA3104 alloy following different cold rolling schedules. The samples were obtained after hot rolling, with thicknesses of 1.80 and 2.25 mm. Material A (1.80 mm) was cold rolled in two steps with reductions of 64% and 59%, respectively. Material B (2.25 mm) was cold rolled in three steps with reductions of 55%, 52% and 51% respectively. After each cold reduction samples were removed for microstructural characterization. The final thickness of the two materials was 260 μm. The microstructural characterization was performed using conventional light optical and scanning electron microscopy. The recrystallization texture was determined by X-ray diffraction measurements. Mechanical tests were carried out to determine the Vickers microhardness as well as yield and tensile strengths. Deep drawing tests were performed for earing characterization. The best results of earing were obtained in material B. The highest yield and tensile strengths were observed in material A. Samples of commercial beverage cans were taken after deep drawing and annealing (drying) for microstructural characterization. The emphasis of this study is to evaluate the influence of the cold deformation in hot-rolled sheets regarding crystallographic texture evolution and corresponding behavior during earing tests.

Keywords: Aluminum. Rolling. Beverage can. Alloy AA3104. Texture

LISTA DE SIMBOLOS

%E	Porcentagem de orelhamento
$\bar{R}$	Anisotropia normal
ΔR	Anisotropia planar
AA	*Aluminum Association*
b_f	Largura final
b_o	Largura inicial
BSE	*Backscattered electrons* (Elétrons retroespalhados)
CTL	Centro de Tecnologia de Latas
DC	*Direct chill* (vazamento contínuo)
DL	Direção de laminação
DN	Direção normal em relação ao plano de laminação
DT	Direção transversal em relação ao plano de laminação
EDE	Energia de defeito de empilhamento
EDS	Espectroscopia por dispersão de energia
FDO	Função distribuição de orientações
h_p	Altura do pico
h_v	Altura do vale
l_f	Largura final
l_o	Largura inicial
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MO	Microscopia ótica
n	Coeficiente de encruamento
OP	Ordem de produção
R	Coeficiente de anisotropia (coeficiente de Lankford)
R_0	Coeficiente de anisotropia a 0° da direção de laminação
R_{45}	Coeficiente de anisotropia a 45° da direção de laminação
R_{90}	Coeficiente de anisotropia a 90° da direção de laminação
SE	*Secondary electrons* (Elétrons secundários)
s_f	Espessura final
s_o	Espessura inicial
T_f	Temperatura de fusão absoluta
ε	Deformação verdadeira

σ	Tensão verdadeira
σ_e	Limite de escoamento
σ_t	Limite de resistência à tração

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Evolução da produção de latas de bebidas de alumínio no Brasil (ABRALATAS, 2011)..... 34

Figura 2.2 - Distribuição de precipitados na liga AA3104 condição H19 (FOGAZZI et al., 2005)..... 38

Figura 2.3 - Precipitado tipo α-Al12(Fe,Mn)3Si com forma arrendodada. Ataque HF 0,5% (FOGAZZI et al., 2005)..... 38

Figura 2.4 - Precipitado tipo Al6(Mn, Fe) com forma alongada. Ataque HF 0,5% (FOGAZZI et al., 2005)..... 39

Figura 2.5 - Correlação entre resistência à tração, tensão de escoamento e alongamento em função do teor de magnésio e manganês presentes na liga Al-Mn-Mg (HATCH, 1984)..... 40

Figura 2.6 - Processo de vazamento a) Desenho esquemático do vazamento de placas e b) Placas de alumínio no poço de vazamento (CURSO DE LAMINAÇÃO, 1999)..... 42

Figura 2.7 - Esquema ilustrativo do comportamento do *earing* em função do grau de encruamento da liga (DE CARVALHO, 2000)..... 45

Figura 2.8 - Corpos-de-prova ensaiados, mostrando a presença de orelhas "earing" em relação a direção de laminação. (a) orelhas a 90º; (b) orelhas a 45º; (c) corpo-de-prova com 8 orelhas; (d) corpo-de-prova sem orelhas (HATCH, 1984)..... 46

Figura 2.9 - Etapas da estampagem do corpo da lata (VERLINDEN, 2007). 48

Figura 2.10 - Etapas da formação de copos durante a estampagem profunda (ABRALATAS, 2011)..... 48

Figura 2.11 - Representação esquemática da pintura de corpo de latas (VERLINDEN, 2007)..... 48

Figura 2.12 - Perfil da lata de bebidas após a estampagem (HOSFORD; DUNCAN, 1994)..... 49

Figura 2.13 - Perfil do fundo da lata de bebidas (NOVELIS, 2011)..... 49

Figura 2.14 - Perfil do pescoço da lata de bebidas (NOVELIS, 2011)..... 50

Figura 2.15 - Estágios da recuperação em um material deformado plasticamente (HUMPHREYS; HATHERLY, 2004)..... 52

Figura 2.16 - Microscopia eletrônica mostrando grãos recristalizados avançando em direção à estrutura recuperada (HUMPHREYS; HATHERLY, 2004)..... 53
Figura 2.17 - Fração volumétrica recristalizada do alumino de alta pureza, 99,998% de pureza, laminado a 95% e recozido isotermicamente a 300ºC (MAO, 2003)..... 54
Figura 2.18 - Definição dos ângulos de Euler (φ_1, Φ, φ_2) conforme a notação de Bunge (PADILHA; SICILIANO, 2005)..... 60
Figura 2.19 - Principais orientações cristalográficas nas FDOs de ligas de alumínio (SANTOS FILHO, 2009)..... 61
Figura 2.20 - Típica aparência de copo da liga AA 1200 produzido com estampagem profunda com orelhas a 0º e 90º do sentido de laminação (ENGLER, 2007)..... 62
Figura 2.21 - a) Textura e b) perfil do orelhamento da liga AA1200 recristalizada..... 63
Figura 2.22 - a) Textura e b) perfil do orelhamento da liga AA 6016-H18..... 63
Figura 2.23 - a) Textura e b) perfil do orelhamento da liga AA 5005 na condição parcialmente recristalizada..... 64
Figura 2.24 - a) Textura e b) perfil do orelhamento da liga AA3104 –H19 com pronunciadas orelhas a 0º/180º..... 64
Figura 2.25 - A curva tensão-deformação verdadeira (KEELER, 1968)..... 65
Figura 2.26 - Cálculo do valor de n (KEELER, 1968)..... 66
Figura 2.27 - Dimensões importantes do corpo-de-prova de tração para determinação do coeficiente R de Lankford (SIEGERT, 1994). 68
Figura 2.28 - – Método de amostragem para obtenção de R médio e R (USIMINAS apud OTOMAR, 2010)..... 69
Figura 2.29 - Deformação na espessura versus deformação na largura (USIMINAS apud OTOMAR, 2010)..... 70
Figura 3.1 - Esquema de retirada das amostras com as respectivas rotas de laminação do material A..... 74
Figura 3.2 - Esquema de retirada das amostras com as respectivas rotas de laminação do material B..... 74
Figura 3.3 - Rotas de produção dos materiais utilizados neste trabalho..... 75

Figura 3.4 - **(a)** Lata de alumínio após a estampagem; **(b)** Lata de alumínio após a estampagem, impressão do rótulo e secagem..... 76
Figura 4.1 - Microdureza Vickers em função da deformação verdadeira no material A..... 83
Figura 4.2 - *Box Chart* da microdureza Vickers em função da deformação verdadeira no material A..... 83
Figura 4.3 - Microdureza Vickers em função da deformação verdadeira no material B..... 84
Figura 4.4 - *Box Chart* da microdureza Vickers em função da deformação verdadeira no material B..... 84
Figura 4.5 - Resultados das medidas de microdureza Vickers das latas de bebidas. 85
Figura 4.6 - Propriedades mecânicas da material A a 0º do sentido de laminação..... 87
Figura 4.7 - Propriedades mecânicas da material A a 45º do sentido de laminação..... 87
Figura 4.8 - Propriedades mecânicas da material A a 90º do sentido de laminação..... 87
Figura 4.9 - Propriedades mecânicas da material B a 0º do sentido de laminação..... 88
Figura 4.10 - Propriedades mecânicas da material B a 45º do sentido de laminação..... 88
Figura 4.11 - Propriedades mecânicas da material B a 90º do sentido de laminação..... 88
Figura 4.12 - Evolução microestrutural do material A. Material com espessura de 1,80 mm (a), 0,64 mm (b) e 0,26 mm (c). As imagens do lado esquerdo foram obtidas via MEV (BSE) e as imagens da direita obtidas via MO..... 90
Figura 4.13 - Evolução microestrutural do material B. Material com espessura de 2,25 mm (a), 1,02 mm (b), 0,53 mm (c) e 0,26 mm (d). As imagens do lado esquerdo foram obtidas via MEV (BSE) e as imagens da direita obtidas via MO..... 91

Figura 4.14 - Precipitado do tipo $Al_6(Mn,Fe)$: (a) Imagem obtida via elétrons secundários e (b) caracterização realizada com EDS.... 92

Figura 4.15 - Precipitado do tipo α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$: (a) Imagem obtida via elétrons secundários e (b) caracterização realizada com EDS.... 93

Figura 4.16 - Precipitados dos tipos $Al_6(Mn,Fe)$ e α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ na liga AA3104..... 93

Figura 4.17 - Microestrutura da região do corpo da lata. (a) Imagem obtida via MO – perfil superior lata após estampagem e perfil inferior lata após estampagem e recozimento. (b) Imagens obtidas via MEV – imagem do corpo da lata após a estampagem na figura da esquerda e imagem do corpo da lata após estampagem e recozimento na figura da direita..... 94

Figura 4.18 - Microestrutura da região do fundo da lata. (a) Imagem do fundo da lata após a estampagem – figura da esquerda obtida via MEV e figura da direita obtida via MO; (b) Imagem do fundo da lata após a estampagem e recozimento – figuras à esquerda obtidas por MEV e figuras à direita obtidas via MO... 95

Figura 4.19 - Corpos-de-prova do material A ensaiados mostrando a presença de orelhas em relação à direção de laminação: (a) corpo-de-prova na condição "recristalizada" com 1,80 mm de espessura; (b) corpo-de-prova parcialmente encruado com ε = 1,034; (c) corpo-de-prova encruado com ε = 1,923..... 96

Figura 4.20 - Corpos-de-prova do material B ensaiados mostrando a presença de orelhas em relação a direção de laminação: (a) corpo-de-prova na condição "recristalizada" com 2,25 mm de espessura; (b) corpo-de-prova parcialmente encruado com ε = 0,791; (c) corpo-de-prova encruado com ε = 1,446; (d) corpo-de-prova encruado com ε = 2,158..... 96

Figura 4.21 - Teste de orelhamento do material A..... 97

Figura 4.22 - Teste de orelhamento do material B..... 97

Figura 4.23 - FDO referente ao material A recristalizado (laminado a quente)..... 103

Figura 4.24 - FDO referente ao material B recristalizado (laminado a quente)..... 104
Figura 4.25 - FDO referente ao material A encruado (laminado a frio)..... 106
Figura 4.26 - FDO referente ao material B encruado (laminado a frio)..... 107

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Razão entre teor mínimo para exploração econômica de um metal e a abundância média do metal na crosta terrestre (MEADOWS et. al, 1992)..... 25

Tabela 2.2 - Grau de encruamento das ligas de alumínio (THE ALUMINUM,1990)..... 29

Tabela 2.3 - Principais elementos por grupo de liga (THE ALUMINUM,1990)..... 30

Tabela 2.4 - Limites de composição química da liga AA3104, especificados pela *Aluminum Association*. (THE ALUMINUM, 2009)..... 35

Tabela 2.5 - Índices de Miller e ângulos de Euler das orientações mais importantes do Al e das ligas de Al após a laminação e recristalização (aproximadamente) (ENGLER, 1996)..... 60

Tabela 3.1 - Composição química da liga AA3104 observada no material utilizado neste estudo..... 72

Tabela 3.2 - Diâmetros da matriz de embutimento utilizados nas amostras... 80

Tabela 4.1 - Valores calculados do orelhamento em função da deformação verdadeira dos materiais A e B..... 98

Tabela 4.2 - Espessura da extremidade superior dos corpos-de-prova dos materiais A e B em relação à direção de laminação (em mm)... 99

Tabela 4.3 - Variação da espessura ao longo da altura dos corpos-de-prova após o ensaio de embutimento..... 100

Tabela 4.4 - Resultados dos valores do coeficiente R de Lankford dos materiais A e B. 102

Tabela 4.5 - Resultados dos valores do coeficiente de encruamento *n*..... 102

SUMÁRIO

1. Introdução, objetivos e justificativas 21
2. Revisão da bibliografia 24
2.1 – Considerações gerais sobre o alumínio 24
2.2 – Classificações das ligas de alumínio 26
2.2.1 – Classificação quanto ao processo de fabricação 26
2.2.2 – Classificação quanto ao tratamento térmico 27
2.2.3 – Classificação quanto à composição química - principais elementos de liga 30
2.3 – Evolução das latas de alumínio para bebidas 32
2.4 – Metalurgia física da liga AA3104 34
2.5 – Processo de fabricação de chapas da liga AA3104 para produção de latas de bebidas. 40
2.5.1 – Reciclagem das latas de alumínio 41
2.5.2 - Fusão do alumínio e lingotamento de placas 42
2.5.3 – Laminação a quente 43
2.5.3.1 – Tratamento de homogeneização 43
2.5.3.2 – Laminação a quente das placas 43
2.5.4 – Laminação a frio 45
2.6 – Fabricação do corpo da lata de bebidas 46
2.7 – Recuperação 50
2.8 – Recristalização 52
2.9 - Crescimento de grão 54
2.10 - Textura 56
2.10.1 - Textura de deformação 57
2.10.2 - Textura de recristalização 58
2.11 - Determinação da textura 59
2.12 - Função distribuição de orientações 59
2.13 - Orelhamento em ligas de alumínio 62
2.14 – Coeficiente de encruamento 64
3. Materiais e métodos 72
3.1 – Materiais 72
3.2 – Métodos 77
3.2.1 – Análise química 77

3.2.2 – Ensaio de tração 77
3.2.3 – Preparação metalográfica 78
3.2.4 – Ensaio de microdureza Vickers 78
3.2.5 – Microscopia ótica 79
3.2.6 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV) 79
3.2.7 – Medidas de macrotextura 79
3.2.8 – Ensaio de embutimento 80
3.2.9 – Determinação dos coeficientes de encruamento e de anisotropia 81
4. Resultados e discussão 82
4.1 – Medidas de microdureza Vickers 82
4.2 – Ensaio de tração uniaxial 86
4.3 – Microestrutura 89
4.4 – Ensaio de embutimento 95
4.5 – Anisotropia 100
4.6 – Textura cristalográfica – Função Distribuição de Orientações (FDO) 102
5 – Conclusões 108
Referências 110

1. Introdução, objetivos e justificativas

A liga de alumínio AA3104 é muito utilizada em aplicações de estampagem profunda, como na fabricação do corpo de latas de bebidas. As fábricas produtoras de corpos de latas vêm se tornando cada vez mais exigentes na qualidade e propriedades das matérias-primas utilizadas. Uma propriedade importante durante a estampagem é a textura do material, já a mesma controla a formação de orelhas no corpo de latas de bebidas. Este trabalho visa esclarecer e quantificar o efeito de diferentes reduções a frio na microestrutura, na anisotropia e na formação de orelhas da liga AA3104.

Nas ligas de alumínio deformado, a nucleação de recristalização geralmente ocorre nas proximidades de heterogeneidades de deformação onde substancialmente existe uma maior quantidade de locais de desorientações do que uma matriz deformada (DOHERTY, 1978). Nas ligas comerciais de alumínio laminadas, três sítios de nucleação principalmente são de importância: "*cube-band*", contornos de grão e grandes partículas de segunda fase (JENSEN, 1985; HJELEN, 1991; WEILAND, 1994; ENGLER, 1996).

O desenvolvimento da microestrura e da textura cristalográfica durante a laminação do alumínio e suas ligas tem sido tema de um grande número de pesquisas (ENGLER, 2005). Na produção de latas por estampagem profunda, ondulações indesejáveis, conhecidas como orelhamento ("*earing*"), são formadas nas bordas das latas. As partes mais altas dos copos após a estampagem são conhecidas como orelhas e as partes mais baixas como vales. O comportamento de orelhamento é um clássico exemplo do efeito da textura cristalográfica não-uniforme nas propriedades do material (HOUTTE, 1987). A ocorrência de orelhamento na lâmina da liga AA3104 pode ser a causa dos principais problemas na produção de latas de bebidas. É geralmente conhecido que a formação da textura apropriada com o mínimo orelhamento na espessura final depende da intensidade de textura cubo após a laminação a quente e a sua quantidade subseqüente na laminação a frio. A evolução da microestrutura e textura durante a laminação a quente é largamente controlada pelo processo de recristalização, o qual, por sua vez, depende da temperatura de deformação, quantidade de redução, da quantidade de recuperação e potencialmente, da recristalização entre os passes da laminação a quente (ENGLER, 2007). Quando novos grãos são formados pela recristalização, eles frequentemente desenvolvem orientações que se distinguem da componente principal da textura de deformação (SARTORI, 2003). Na

produção industrial das lâminas de liga AA3104, modelos relacionados com a evolução da microestrutura, textura e as propriedades resultantes têm ganhado interesse, porque os produtores deste tipo de material são obrigados a entregar o material dentro de limites de propriedades cada vez menores.

Para as ligas de alumínio utilizadas para a produção de latas, as altas deformações a frio (H19) são usadas para alcançar a resistência requerida (> 275 MPa). Assim, as lâminas possuem uma forte fibra-β na textura de laminação, que é responsável pela formação de orelhas nas quatro posições ±45º da direção de laminação. As orelhas em 45º são compensadas pela textura cubo, oriunda da recristalização dinâmica durante a laminação a quente, que produzem orelhas em 0º/90º. Por causa da baixa taxa de rotação da orientação cubo, as orelhas resultantes a 0º/90º são capazes de balancear as orelhas formadas a 45º com altas taxas de redução a frio, tipicamente entre 80% e 90% (ENGLER, 2007).

Estudos mostram que uma relação semi-quantitativa entre a orientação preferencial e o orelhamento fornece uma base para predizer a magnitude e o tipo do orelhamento para uma dada textura. Algumas componentes de textura podem fornecer uma razoável estimativa do orelhamento. A quantidade do orelhamento varia linearmente com a fração cubo, exceto para altos valores da textura cubo. Considerações similares podem ser esperadas quando a quantidade de textura cubo é muito pequena. (SARTORI, 2003).

Na produção industrial da liga (AA3104), a textura final após a laminação a frio é fortemente dependente de etapas anteriores tais como o tipo do processo de vazamento ("*Direct Chill*" e vazamento contínuo), temperatura de homogeneização, seqüência de passes na laminação a quente e a frio e do recozimento final (YU, 1993). Comparada com a tecnologia de vazamento "*Direct Chill*" (DC), a tecnologia de vazamento contínuo ("*Continuos Casting*" – CC) possui a vantagem de permitir alta produtividade; entretanto, o controle de anisotropia plástica das lâminas dos materiais produzidos via CC é mais difícil do que os materiais produzidos via DC durante o processo termomecânico (LIU, 2003).

Este trabalho visa estudar a evolução microestrutural e textural da liga AA3104, utilizada para produção do corpo de latas de bebidas, produzida a partir de diferentes reduções a frio. Mesmo ocupando a segunda posição mundial na produção de latas para beidas, a pesquisa com este tipo de material é pequena e o conhecimento teórico é essencialmente produzido nos países do primeiro mundo, sendo posteriormente transferido às empresas multinacionais (FERRI et. al., 2005).

Há poucas referências na literatura que tratam deste assunto e não há nenhuma referência que estuda realmente este fenômeno para as deformações verdadeiras escolhidas de $\varepsilon = 1{,}93$ e $\varepsilon = 2{,}16$ utilizadas nesta Dissertação. Estas reduções são limitadas pela espessura final da chapa para posterior estampagem das latas em escala comercial (260 μm).

2. Revisão da bibliografia

2.1 – Considerações gerais sobre o alumínio

A história da descoberta do alumínio é relativamente recente e uma das razões para isso é a inexistência deste importante metal no estado nativo (não combinado).

A bauxita, jazida que deu nome ao minério de alumínio, foi identificada pela primeira vez em 1821, na localidade de Les Baux, ao Sul da França, por Berthier, numa época em que o metal alumínio ainda não existia no mundo civilizado. O metal foi isolado alguns anos mais tarde (1825) pelo químico Oersted, porém, a primeira obtenção industrial do alumínio por via química foi realizada por Sainte-Claire Deville, em 6/2/1854 (ABAL, 2011).

A bauxita extraída no século passado, antes do advento da indústria do alumínio, era originária do Sul da França, do Norte da Irlanda e dos Estados Unidos, chegando a atingir cerca de 70.000 t em 1900, sendo que apenas 40% desse total eram destinados à produção do metal não-ferroso alumínio.

O primeiro milhão de toneladas anual de bauxita extraída foi atingido em 1917, quase no fim da Primeira Guerra Mundial, época em que a mineração havia se expandido para a Áustria, Hungria, Alemanha e Guiana Britânica, na América do Sul.

Na época da Segunda Guerra Mundial, por volta de 1943, os maiores produtores de bauxita eram os Estados Unidos, a Guiana Britânica, Hungria, Iugoslávia, Itália, Grécia, Rússia, Suriname, Guiana, Indonésia e Malásia.

Em 1952, a Jamaica iniciou intensa mineração de bauxita, ultrapassando o Suriname, por anos seguidos o maior produtor. Na década de 60, a Austrália e a Guiné, ao lado desses países, tornaram-se também grandes produtores de bauxita.

A bauxita é, atualmente, o minério responsável pela quase totalidade da produção de alumínio primário e seus principais componentes são hidratos e óxidos de alumínio, além de vários outros óxidos considerados impurezas. As primeiras referências sobre a bauxita no Brasil datam de 1928 e, estão nos Anais da Escola de Minas de Ouro Preto.

O processo químico inicial, utilizado por Sainte-Claire Deville, que utilizava um fluoreto duplo de alumínio e sódio fundido (Na_3AlF_6, criolita), reduzindo-o com sódio, foi substituído com sucesso pelo processo eletrolítico, utilizando corrente elétrica para a obtenção do alumínio. O processo eletrolítico, conhecido como processo Hall - Héroult, foi

descoberto ao mesmo tempo pelo francês Paul Louis Toussaint Héroult (Normandia - França) e pelo norte americano, que não se conheciam, Charles Martin Hall.

O processo Hall-Héroult, atualmente utilizado na produção comercial do alumínio, por eletrólise da alumina anidra dissolvida em banho de criolita fundida a 960ºC, foi patenteado em 1886 (ABAL, 2011; MACGEER, 1976).

O alumínio é o metal mais abundante na crosta terrestre, conforme se pode observar na Tabela 2.1. Para o atendimento das demandas crescentes por esse metal, a rota de produção primária de alumínio não deveria ser uma preocupação em função da sua abundância na crosta terrestre, entretanto, existe uma geração de cinco toneladas de resíduo para cada tonelada de alumina produzida, e o consumo energético médio da indústria brasileira para a produção de alumínio está na ordem de 14,8 MWh/t de alumínio (PIRES, 2002).

Tabela 2.1 - Razão entre teor mínimo para exploração econômica de um metal e a abundância média do metal na crosta terrestre (MEADOWS et. al, 1992).

Elemento	Abundância média na crosta terrestre (%)	Teor mínimo para exploração econômica (%)	Razão
Hg	0,0000089	0,1	11200
W	0,00011	0,45	4000
Pb	0,0012	4	3300
Cr	0,011	23	2100
Sn	0,00017	0,35	2000
Ag	0,0000075	0,01	1330
Au	0,00000035	0,00035	1000
Mo	0,00013	0,1	770
Zn	0,0094	3,5	370
Mn	0,13	25	190
Ni	0,0089	0,9	100
Co	0,0025	0,2	80
Cu	0,0063	0,35	56
Ti	0,64	10	16
Fe	5,820	20	3,4
Al	8,3	18,5	2,2

O desenvolvimento da indústria do alumínio recebeu o impulso de grandes setores industriais como as indústrias de transporte, energética, aeroespacial, construção civil, bens de consumo, entre outros. Em um cenário de escassez energética, os estudos de aspectos da reciclagem de alumínio são valiosos, visto que a fundição de sucatas de alumínio demanda apenas 5% da energia utilizada na produção do alumínio primário e minimiza a geração de resíduos.

2.2 – Classificações das ligas de alumínio

Em virtude da grande variedade de ligas de alumínio e tratamentos térmicos existentes, uma classificação se fez necessária, sendo que a mais comum adotada na América do Norte e por muitos outros países do mundo é a elaborada pela AA - *Aluminum Association*. No Brasil a NBR 6834, adota uma classificação compatível com a AA (DE CARVALHO, 2000). A *Aluminum Association* classifica o alumínio e suas ligas segundo três critérios, ou seja, quanto ao processo de fabricação, têmpera e composição química.

2.2.1 – Classificação quanto ao processo de fabricação

Dependendo do processo pelo qual as ligas de alumínio são produzidas, desde o lingote até o produto final, destacam-se dois grandes grupos:

a) Ligas Fundidas

b) Ligas Trabalháveis

A principal diferença que existe entre os dois grupos é que no primeiro, as ligas possuem baixo alongamento, tendo praticamente sua aplicação restrita a produtos fundidos como, por exemplo, as ligas de alto Si destinadas à fundição de bloco de motores. No segundo grupo estão as ligas de alto alongamento, permitindo posterior trabalho a quente ou a frio.

As ligas trabalháveis são aquelas em que a forma final do produto acabado é obtida a partir de transformações de semimanufaturados (lâmina, chapa, folha, perfil, vergalhão, forjado), oriundos de transformação mecânica a quente ou a frio de um tarugo ou placa. Os processos de conformação mecânica mais comuns utilizados na produção de componentes semimanufaturados são:

- Laminação
- Extrusão
- Trefilação
- Forjamento

As ligas trabalháveis são ainda subdivididas em função de sua têmpera.

2.2.2 – Classificação quanto ao tratamento térmico

As ligas de alumínio trabalháveis são classificadas em tratáveis termicamente e não-tratáveis termicamente. As ligas tratáveis termicamente são aquelas que permitem aumento da resistência mecânica e mudança da microestrutura por meio do fornecimento de energia térmica e resfriamento brusco. A designação deste tratamento para estas ligas é definido pela letra **"T"**, seguida de um número, variando de 1 a 10, que define a seqüência de tratamentos básicos aos quais a liga foi submetida, conforme indicado abaixo:

- **T1 -** resfriamento após o processo de fabricação a partir de uma temperatura elevada e envelhecida naturalmente até uma condição estável.
- **T2 -** resfriamento após processo de fabricação a partir de uma temperatura elevada, seguido de deformação plástica a frio e, finalmente envelhecida naturalmente até a condição estável.
- **T3 - s**olubilizada, deformada plasticamente a frio e envelhecida naturalmente até a condição estável.
- **T4 -** solubilizada e envelhecida naturalmente até a condição estável.
- **T5 -** resfriado após o processo a partir de uma temperatura elevada e envelhecida artificialmente.

- **T6 -** solubilizada e envelhecida artificialmente.
- **T7 -** solubilizada e estabilizada (superenvelhecimento).
- **T8 -** solubilizada, deformada plasticamente a frio e envelhecida artificialmente.
- **T9 -** solubilizada, envelhecida artificialmente, seguida de deformação plastica a frio.
- **T10 -** resfriada após o processo a partir de uma temperatura elevada, deformada plasticamente a frio e, posteriormente, envelhecida artificialmente.

As designações **"T1"** a **"T10"** podem ser seguidas de dígitos adicionais, dos quais o primeiro não pode ser zero, a fim de indicar uma variação do tratamento básico, alterando assim significativamente as características do produto. Alguns exemplos:

TX51 ou TXX51 – aplica-se aos produtos, que são submetidos a alívio de tensões por estiramento.

TX52 ou TXX52 – aplica-se aos produtos, que são submetidos a alívio de tensões por compressão.

As ligas **não-tratáveis termicamente** são aquelas em que o incremento de resistência mecânica só é possível mediante a realização de um trabalho a frio. Este é o caso da maioria dos produtos laminados de alumínio no Brasil, cuja classificação é definida conforme indicado abaixo:

- **"F"- Como fabricado.** Aplica-se aos produtos obtidos por conformação mecânica, não havendo nenhum controle térmico ou de encruamento especial durante o processamento e, nestes casos não se especifica as propriedades mecânicas.
- **"O"- Recozido.** Aplica-se aos produtos na condição de menor resistência mecânica.
- **"H"- Encruado.** Aplicável à maioria dos produtos laminados não-tratáveis termicamente, indicando que o aumento na propriedade mecânica se deu por trabalho a frio. A letra "H" é acompanhada de mais dois algarismos, que permitem identificar o processo aplicado e o seu grau de encruamento, conforme indicado a seguir:

HXX

- Grau de encruamento (1, 2, 4, 6, 8 e 9)
- Processo aplicado (1, 2 e 3)

Os números 1, 2 e 3 indicativos do processo aplicado significam:

1- Liga apenas encruada: As propriedades mecânicas obtidas, neste caso, são resultantes exclusivamente do trabalho a frio.

2- Liga encruada e recozida parcialmente: Neste caso, a liga é encruada até um grau de encruamento definido e, em seguida recozida parcialmente, reduzindo as propriedades mecânicas até um grau requerido. Este processo não é muito usual, em função das dificuldades de controle do processo de recozimento parcial.

3 – Liga encruada e estabilizada: A liga foi trabalhada a frio e em seguida submetida a um tratamento térmico a baixa temperatura, visando apenas um alívio das tensões geradas durante o processo de trabalho a frio. Este tratamento, normalmente, é aplicado a fim de promover a estabilidade dimensional e das propriedades mecânicas das ligas de Al-Mg.

Os números 1, 2, 4, 6, 8 e 9, indicativos do grau de encruamento, indicam o grau de endurecimento por trabalho a frio a que o produto foi submetido. A Tabela 2.2 mostra vários graus de encruamento, com os respectivos significados comerciais e as reduções (valores aproximados) a frio correspondentes.

Tabela 2.2 - Grau de encruamento das ligas de alumínio (THE ALUMINUM,1990)

Grau	Termo comercial	Redução (%)
1	1/8 Duro	15
2	1/4 Duro	20
4	1/2 Duro	35
6	3/4 Duro	60
8	Duro	75
9	Extra-duro	85

2.2.3 – Classificação quanto à composição química - principais elementos de liga

A classificação do alumínio e suas ligas, designada pela ANSI H35.1 da *Aluminium Association* e adotada pela ABNT (NBR 6834), é constituída de 4 dígitos, abrangendo tanto as ligas não-trabalháveis, quanto as trabalháveis por processos de conformação mecânica. O primeiro dígito define sempre o grupo de ligas e indica o seu principal elemento, como indicado na Tabela 2.3.

O grupo 1XXX corresponde ao alumínio puro, não-ligado com no mínimo 99,00% de pureza. Os grupos de 2XXX a 7XXX classificam as ligas de alumínio em função do principal ou dos principais elementos de liga. O segundo dígito indica se a liga ainda é a original, quando zero, ou, se foi modificada, quando de 1 a 9.

Tabela 2.3 - Principais elementos por grupo de liga (THE ALUMINUM,1990)

GRUPO	DESIGNAÇÃO
Alumínio (mín. 99,00% de pureza)	1XXX
Cobre	2XXX
Manganês	3XXX
Silício	4XXX
Magnésio	5XXX
Magnésio e Silício	6XXX
Zinco	7XXX
Outros elementos	8XXX
Séries não utilizadas	9XXX

Grupo 1XXX

Alumínio com grau de pureza maior ou igual a 99,00%, tem várias aplicações, principalmente, na área elétrica e química. Este grupo é caracterizado por possuir excelente resistência à corrosão, alta condutividade térmica e elétrica, baixa resistência mecânica e excelente trabalhabilidade. Os elementos ferro e silício são as principais impurezas.

Grupo 2XXX

Este grupo possui como principal elemento de liga o cobre. Estas ligas apresentam melhores propriedades mecânicas, quando submetidas a tratamento térmico adequado. Em alguns casos, a resistência mecânica obtida com tratamento térmico excede até a resistência dos aços de médio carbono.

Não possui boa resistência à corrosão, como outras ligas de alumínio e, sob certas condições podem apresentar corrosão intergranular. Para minimizar este problema, normalmente, no caso de chapas, utilizam-se o “clad” (chapa revestida), com revestimento superficial de alumínio (1XXX) ou liga de alumínio, magnésio-silício (6XXX), que conferem à liga base uma proteção galvânica, aumentando, consideravelmente, a resistência à corrosão. A liga mais conhecida deste grupo 2XXX é a 2024, a qual tem larga aplicação na indústria aeronáutica.

Grupo 3XXX

Este grupo tem o manganês como principal elemento de liga, não sendo tratável termicamente, pois o manganês apenas para níveis acima de 1,5% torna-se efetivo para este propósito e, nas ligas deste grupo, raramente se ultrapassa este limite. Uma das mais conhecidas ligas grupo 3XXX é a liga 3003, destinada a vários fins, particularmente, onde se requer moderada resistência e boa trabalhabilidade como, por exemplo, no caso de utensílios domésticos.

Grupo 4XXX

Neste grupo o principal elemento de liga é o silício, o qual é acrescentado em quantidade suficiente para causar substancial redução do ponto de fusão, sem produzir fragilidade nas ligas. Por esta razão, as ligas deste grupo são usadas para fabricação de arames de solda e para brasagem. Muitas ligas deste grupo não são tratáveis termicamente, porém, com a adição de outros elementos esta característica pode ser conferida à liga, principalmente, para os casos de soldagem de ligas tratáveis termicamente.

Grupo 5XXX

O magnésio é um dos elementos de liga mais efetivos e largamente usado nas ligas de alumínio. Quando usado como principal elemento de liga ou, com manganês, confere à liga de moderada à alta resistência mecânica. O magnésio é ainda considerado o melhor elemento endurecedor quando comparado com o manganês. As ligas deste grupo possuem

boa resistência à corrosão em atmosfera marinha e boa soldabilidade, porém, com elevados teores de Mg e sob condições de tensão torna-se suscetível ao fenômeno de corrosão sob tensão. Estas ligas são largamente utilizadas nas áreas de transporte, embarcações e na indústria automobilística.

Grupo 6XXX

As ligas deste grupo contêm silício e magnésio em proporções aproximadamente iguais para formar silicato de magnésio, tornando a liga tratável termicamente. Embora seja uma liga menos resistente que as ligas das séries 2XXX e 7XXX, apresentam boas características de conformabilidade e resistência à corrosão. A liga 6061 é a mais usada deste grupo, sendo uma das mais versáteis entre as tratáveis termicamente.

Grupo 7XXX

Este grupo apresenta o zinco como principal elemento de liga e, quando contém pequenas quantidades de magnésio, torna-se uma liga tratável termicamente, com alta resistência mecânica. Normalmente, outros elementos como o cobre e o cromo são também acrescentados em pequenas quantidades. A liga 7075 é a mais conhecida e possui a mais elevada resistência mecânica entre as ligas deste grupo, sendo utilizada em estruturas aeronáuticas.

2.3 – Evolução das latas de alumínio para bebidas

Liderada por Bill Coors, a cervejaria norte americana *Coors* introduziu no mercado as primeiras latas de alumínio no ano de 1959, revolucionando o modo como a cerveja era embalada. Foi também naquele ano que a *Coors* lançou um programa de reciclagem inédito, pagando um *Penny* (um centavo de dólar) a quem devolvesse as latas de alumínio (ABRALATAS, 2011).

No ano de 1982 o Brasil tornou-se auto-suficiente na fabricação de alumínio primário, condição fundamental para a instalação de fábricas de produtos planos (chapas) e, consequentemente, de latas de alumínio. Desde aquele ano, houve grande incentivo para o uso do metal como matéria-prima para diversos produtos que antes eram importados ou fabricados a partir de outros materiais.

A Alcan Alumínio do Brasil Ltda. instalou um laminador a quente na sua unidade industrial em Pindamonhangaba, no estado de São Paulo. Tratava-se, à época, de um equipamento singular em toda a América Latina, criado para produzir chapas especiais destinadas a fabricação de latas de alumínio para envasar bebidas gaseificadas, o que representou o primeiro passo para tal produção no Brasil. No ano de 1988, depois de aperfeiçoadas tecnicamente, as chapas de alumínio produzidas em Pindamonhangaba foram avaliadas em laboratórios da Alcan no exterior. A partir daí, a Alcan deu inicio a produção de chapas de alumínio específicas para latas no Brasil, segmento que já apresentava expressivo potencial de crescimento (ABRALATAS, 2011).

Em 26 de outubro de 1989 a Latas de Alumínio S.A. – Latasa iniciou suas atividades comerciais em sua primeira fábrica de latas de alumínio no Brasil em Pouso Alegre (MG), produzindo a primeira lata de alumínio para bebidas no Brasil. Esse foi um marco na história na lata de alumínio no país. Ainda naquele ano, a Latasa S.A. colocou no mercado as latas que produzia e que eram formadas por três peças. Em pouco tempo o modelo de três peças foi retirado do mercado, pois já se contava com o de duas peças, feitas inteiramente de alumínio. O volume de produção e vendas surpreendeu: a grande aceitação desse novo conceito de embalagem no mercado gerou altas taxas de crescimento da demanda, superiores a 30% ao ano. Era o início de uma nova era e de uma trajetória de sucesso poucas vezes vista no mercado brasileiro de embalagens.

Atualmente o Brasil possui três grupos de empresas que produzem latas de bebidas. A empresa *Rexam* conta com sete fábricas no Brasil de corpo de latas, já as empresas *Crown Embalagens* e *Latapack-Ball* contam com duas fábricas cada uma. Estes três grupos de empresas produzem juntas no Brasil 451 latas por segundo. Destas, cerca de 98% serão recicladas (ABRALATAS, 2011). A Figura 2.1 mostra a evolução da produção de latas de bebidas de alumínio no Brasil. Desde 2006 este mercado apresenta um crescimento médio de 12,1% ao ano.

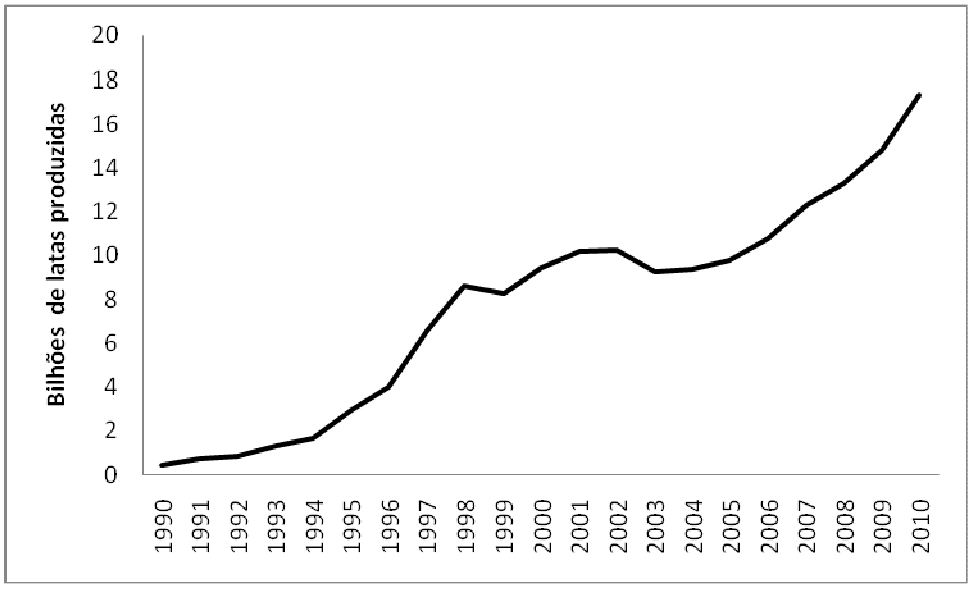


Figura 2.1 – Evolução da produção de latas de bebidas de alumínio no Brasil (ABRALATAS, 2011)

O peso de uma lata de alumínio na década de 70 era de 20,4 g, ou seja, em 1 kg de alumínio era possível fabricar 49 latas. Atualmente, com o avanço das tecnologias envolvidas na fabricação de uma lata de bebida de alumínio, este peso é de 13,5 g, ou seja, em 1 kg de alumínio é possível fabricar 74 latas. Os Estados Unidos têm o maior consumo per capita do planeta com 347 latas consumidas por habitante por ano, seguidos por Emirados Arabes (240), Canadá (155,3) e Austrália (144,7). O Brasil tem um consumo *per capita* de aproximadamente 72 latas consumidas por ano. Atualmente, no Brasil, aproximadamente 33% de toda a cerveja e 8% de todo refrigerante são envazados em latas de alumínio (ABRALATAS, 2011).

2.4 – Metalurgia física da liga AA3104

O uso comercial de manganês como elemento de adição nas ligas de alumínio remonta ao início do século XX, embora a produção de ligas Al-Mn em laboratório tivesse ocorrido cinqüenta anos antes. Hoje o manganês é um importante elemento de liga na indústria do alumínio mesmo sendo utilizado em pequenos teores (KOLOSOSKI et al., 1998). A liga de alumínio AA3104 pertence ao grupo 3XXX e trata-se de uma liga não tratável termicamente. As suas propriedades mecânicas são melhoradas a partir da

formação de solução sólida e deformação a frio. Os efeitos do endurecimento por constituintes de segunda fase não são predominantes. A Tabela 2.1 apresenta os limites de composição química da liga AA3104 definidos pela *Aluminium Association.*

Tabela 2.4 - Limites de composição química da liga AA3104, especificados pela *Aluminum Association.* (THE ALUMINUM, 2009).

Liga	Mg	Mn	Fe	Si	Cu
AA3104	0,8-1,3	0,8-1,4	0,8 máx.	0,6 máx.	0,05-0,25

Os intermetálicos em ligas de alumínio têm um impacto significativo sobre o desenvolvimento da microestrutura e propriedades durante o processamento após a solidificação do material. Tamanho, densidade e distribuição das partículas intermetálicas afetam a textura de laminação, tamanho de grão recristalizado, anisotropia, formabilidade e acabamento superficial final. Ligas de alumínio contendo Mn, Fe e Si solidificam com a formação de intermetálicos na região interdendrítica. A estrutura dos intermetálicos é instável devido a uma morfologia ramificada irregular e uma alta densidade de defeitos de crescimento. Devido a maior tendência de segregação do ferro no alumínio, os intermetálicos formados durante a solidificação contêm relativamente mais Fe do que Mn. Durante os processamentos térmicos e mecânicos após a fundição (homogeneização, deformações a quente e a frio), os intermetálicos primários sofrem alterações de forma e tamanho. Os intermetálicos desestabilizam e crescem durante a exposição térmica, porém se fragmentam e são redistribuídos durante a deformação. O tamanho dos intermetálicos primários aumenta com a temperatura de homogeneização (MERCHANT et al., 1990).

A estrutura bruta de fusão das ligas de alumínio da série 3XXX consiste de uma matriz de alumínio com uma estrutura celular dentrítica com fases intermetálicas nos contornos de grão. As fases intermetálicas que formam na liga AA3104 consistem de dois tipos principais: fase ortorrômbica $Al_6(Fe,Mn)$ e fase cúbica α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$. A quantidade relativa destas fases é determinada pela composição da liga bem como pela taxa de resfriamento. Na produção comercial de placas liga AA3104 via processo "*Direct Chill"* (DC) a taxa de resfriamento está na ordem de 1ºC/s. Nesta taxa de resfriamento, cerca de 85% das partículas primárias na estrutura bruta de fusão correspondem à fase $Al_6(Fe,Mn)$ e o restante corresponde a fase α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$. Nesta condição de 25 a 30% do Mn precipitou na forma de partículas intermetálicas durante a solidificação e o restante

do Mn (~70-75%) permanece na solução sólida, produzindo assim uma estrutura bruta de fusão a qual está em uma condição de solução sólida metaestável supersaturada (KAMAT, 1996).

A homogeneização que ocorre após a solidificação, modifica a microestrutura bruta de fusão significativamente e possui uma influência direta nas propriedades das laminações a quente e a frio. Durante a homogeneização, as placas vazadas via DC são aquecidas a temperaturas entre 10-100ºC abaixo da curva *solidus* da liga e entre 20-100ºC acima da temperatura da laminação a quente. Para ligas do grupo 3XXX, o intervalo de temperatura da curva *solidus* está entre 630-645ºC, a temperatura de homogeneização encontra-se tipicamente entre 530-620ºC e a temperatura inicial de laminação está entre 489-520ºC (MERCHANT et al., 1988).

O objetivo básico do processo de homogeneização é reduzir a microssegregação que existe na estrutura bruta de fusão, bem como aquecer o material para a temperatura de laminação desejada, porém várias outras mudanças microestruturais ocorrem na matriz, como:

i) precipitação de elementos supersaturados como dispersóides;

ii} dissolução de precipitados ou de outras fases metaestáveis;

iii) transformação da $Al_6(Fe,Mn)$ em α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ e

iv) crescimento de partículas intermetálicas estáveis.

Nas ligas de alumínio do grupo 3XXX, o Mn e o Fe possuem baixa solubilidade na matriz do alumínio e por isso eles tendem a ser elementos o qual estarão na condição supersaturada na matriz do alumínio bruta de fusão. Durante a homogeneização, a supersaturação de Mn e Fe é diminuída pela a precipitação de finos dispersóides consistindo essencialmente da fase $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ ou da fase $Al_6(Fe,Mn)$ se a quantidade de Si for menor que 0.07% em peso (BOLINGBROKE, 1992).

Dispersóides são precipitados secundários que formam durante a homogeneização como um resultado da supersaturação de elementos na matriz. A formação destes precipitados durante o processo de homogeneização é um processo complexo envolvendo a nucleação de nova fase na matriz do alumínio seguido pelo crescimento até que todo o excesso de soluto tenha sido consumido. Nas ligas de alumínio AA3XXX, quando a placa é aquecida acima de 300ºC, a fase β-Mg_2Si começa a precipitar na matriz do Al. A uma temperatura próxima de 400ºC, precipitados α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ começam a nuclear na fase β-Mg_2Si, a qual é dissolvida com o aumento da temperatura. Com o aumento da

temperatura os dispersóides α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ continuam a precipitar, enquanto que os precipitados já existentes começam a coalescer. A fração volumétrica e o tamanho médio dos dispersóides crescem até uma temperatura próxima de 480ºC quando a taxa de precipitação do Mn atinge o ponto máximo (WESTERMAN, 1993). Acima desta temperatura ocorre uma re-dissolução de dispersóides devido ao aumento da solubilidade do Mn no Al em altas temperaturas. A re-dissolução diminui a quantidade de dispersóides, porém, os dispersóides que ainda permaneceram sofrem um crescimento. O tamanho médio deste dispersóide depende do tratamento térmico e pode variar de 50 nm a 0,5 μm de diâmetro (BOLINGBROKE, 1992).

A exata importância de transformação de $Al_6(Fe, Mn)$ em α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ não é completamente entendida, embora um aumento da α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ tem sido reportado na melhora no comportamento da estampagem profunda na máquina de fazer latas; as partículas α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ são mais duras que as partículas $Al_6(Fe,Mn)$ e com isso ajudam na limpeza das ferramentas de estampagem, servindo como abrasivos. O teor de (Fe+Mn) na fase $Al_6(Fe,Mn)$ é de cerca de 25 % (em peso), enquanto que na fase α é da ordem de 32%. Com pouco ferro disponível na matriz, a transformação α retira tanto o Si como o Mn da matriz.

A Figura 2.2 mostra uma imagem de elétrons retroespalhados obtida de uma lâmina de 3104 na condição H19 com espessura de 0,26 mm, onde é possível observar uma distribuição de precipitados finos e grosseiros ao longo da espessura da bobina, sendo que os precipitados com maiores dimensões apresentam formas alongadas e facetadas. Na visão geral, é percebido um alinhamento de partículas na direção de laminação e nota-se a diferença morfológica dos precipitados, alguns com extremidades arredondadas, outros facetadas. Precipitados α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ apresentam uma alta dureza em relação às partículas $Al_6(Mn,Fe)$. Tal característica sugere a possibilidade de que os precipitados que aparecem alongados nas micrografias são do tipo $Al_6(MnFe)$ enquanto os precipitados não deformados na direção de laminação são do tipo α -$Al_{12}(MnFe)_3Si$. As Figuras 2.3 e 2.4 mostram imagens de elétrons secundários das partículas α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ e $Al_6(Mn,Fe)$ respectivamente (FOGAZZI et al., 2005). As partículas (precipitados e dispersóides) influenciam a textura cristalográfica e o tamanho de grão finais do produto.

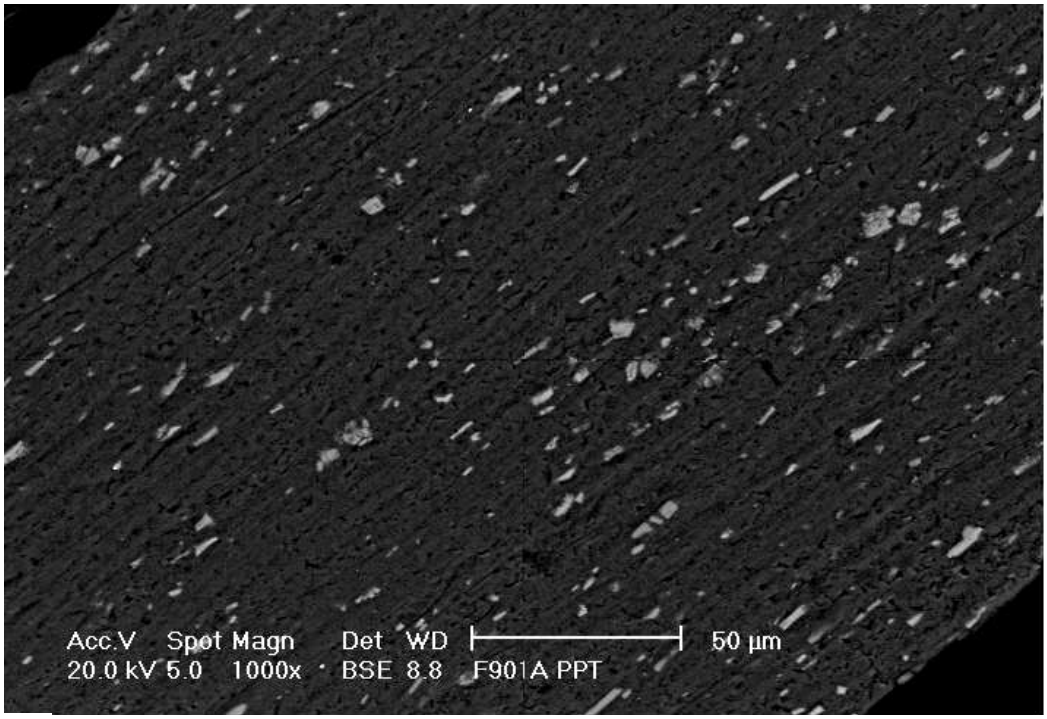


Figura 2.2 - Distribuição de precipitados na liga AA3104 condição H19 (FOGAZZI et al., 2005).

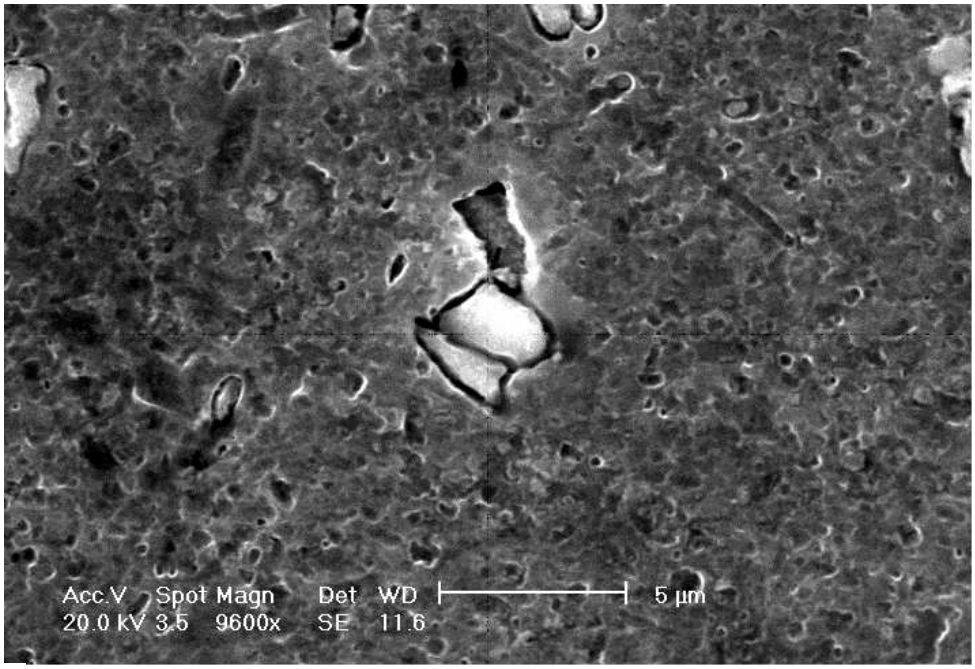


Figura 2.3 - Precipitado tipo α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ com forma arredondada. Ataque HF 0,5% (FOGAZZI et al., 2005).

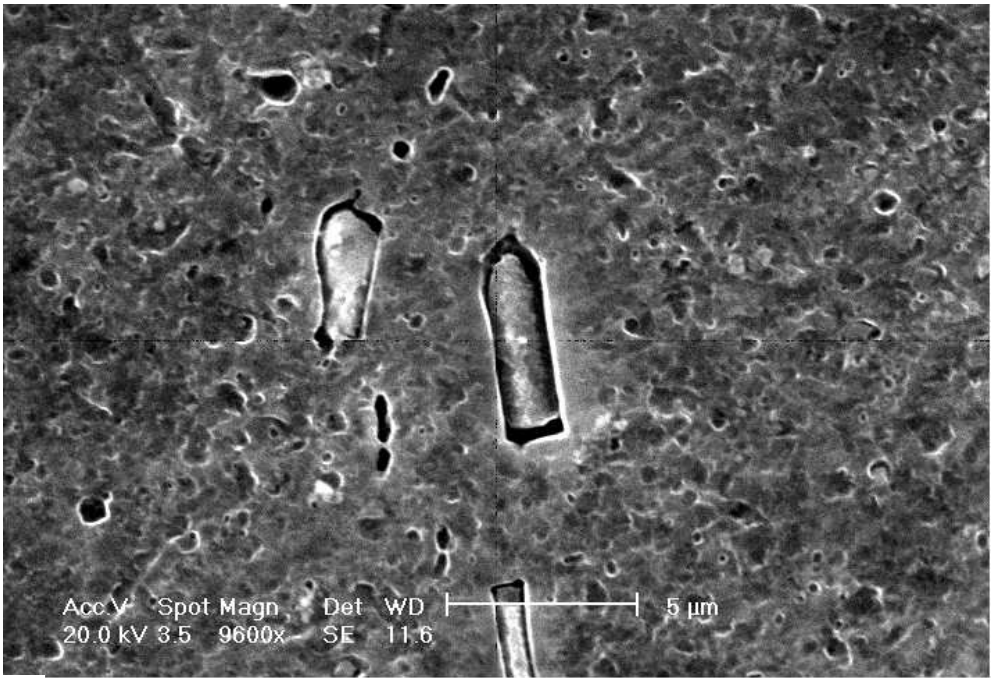


Figura 2.4 - Precipitado tipo Al_6(Mn, Fe) com forma alongada. Ataque HF 0,5% (FOGAZZI et al., 2005).

.

Adições de manganês na liga AA3104 permitem a formação de precipitados complexos, que não apenas retardam o crescimento de grão durante o reaquecimento da placa, como também propiciam o refino de grão durante a laminação. O propósito dessa precipitação é produzir partículas finamente dispersas na matriz, que retardam e inibem o crescimento de grão, durante os aquecimentos subseqüentes para o processamento da liga. A presença dos dispersóides proporciona um menor tamanho de grão e, consequentemente, melhores níveis de propriedades mecânicas.

Para as ligas contendo tanto solução sólida como partículas de segunda fase e/ou precipitados dispersóides, todos esses componentes da microestrutura contribuem para aumentar a sua resistência mecânica. A Figura 2.5 mostra os efeitos do aumento dos teores de magnésio e manganês sobre as propriedades mecânicas de uma liga de Al-Mg-Mn, na condição recozida.

O aumento no teor de magnésio representa uma contribuição ao endurecimento por solução sólida. Já o aumento do teor de manganês proporciona uma maior fração de precipitados de segunda fase e dispersóides, que contribuem para o aumento da resistência mecânica controlando o tamanho de grão final do material.

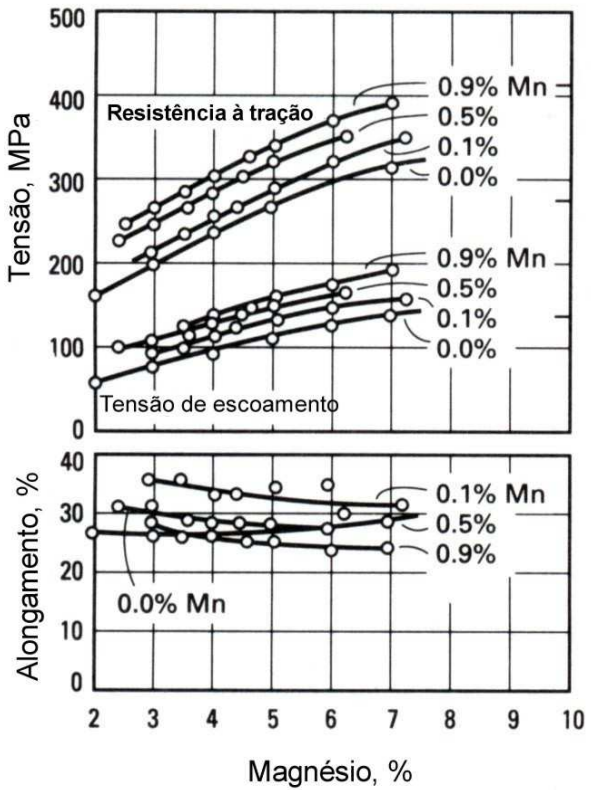


Figura 2.5 - Correlação entre resistência à tração, tensão de escoamento e alongamento em função do teor de magnésio e manganês presentes na liga Al-Mn-Mg (HATCH, 1984).

2.5 – Processo de fabricação de chapas da liga AA3104 para produção de latas de bebidas.

O processo de produção de chapas de alumínio destinadas à produção de latas de bebidas pode ser dividido nas seguintes etapas:

- Reciclagem das latas de alumínio;
- Fundição do alumínio e lingotamento das placas;
- Laminação a quente;
- Laminação a frio.

2.5.1 – Reciclagem das latas de alumínio

O alumínio possui duas características que tornam a sua reciclagem extremamente atrativa: a sua resistência a corrosão e a menor taxa de energia necessária para a refusão. A resistência à corrosão do alumínio permite que seja mantido um alto teor de metal após o ciclo de vida do produto ter se encerrado. A segunda característica refere-se ao consumo especifico de energia na produção do alumínio secundário, visto que se reduz o consumo energético da ordem de 95%.

Na Novelis do Brasil, o processo de reciclagem tem início com a coleta das latas de alumínio, realizada pelos processadores de sucata, que vendem o material compactado, depois de limpar suas impurezas (terra, pedaços de papel etc.). Este material vai, inicialmente, para a área fria da reciclagem. A operação começa com a alimentação dos fardos de latas usadas em um desenfardador, que quebra os blocos em pedaços. Uma correia transportadora leva o material para um moinho de facas, onde os pedaços de blocos são completamente desmanchados, voltando a ser latas praticamente individualizadas. Depois, um separador eletromagnético remove metais ferrosos que possam estar misturados ao alumínio.

Em seguida, as latas vão alimentar o moinho de martelos, onde são picotadas. O resultado disso é o material chamado cavaco. Uma nova separação magnética é feita como garantia de pureza do material que será reutilizado. Na próxima etapa uma peneira vibratória retira terra, areia e outros resíduos. Por fim, o separador pneumático por meio de jatos de ar que separam papéis, plásticos e outros materiais leves e pesados.

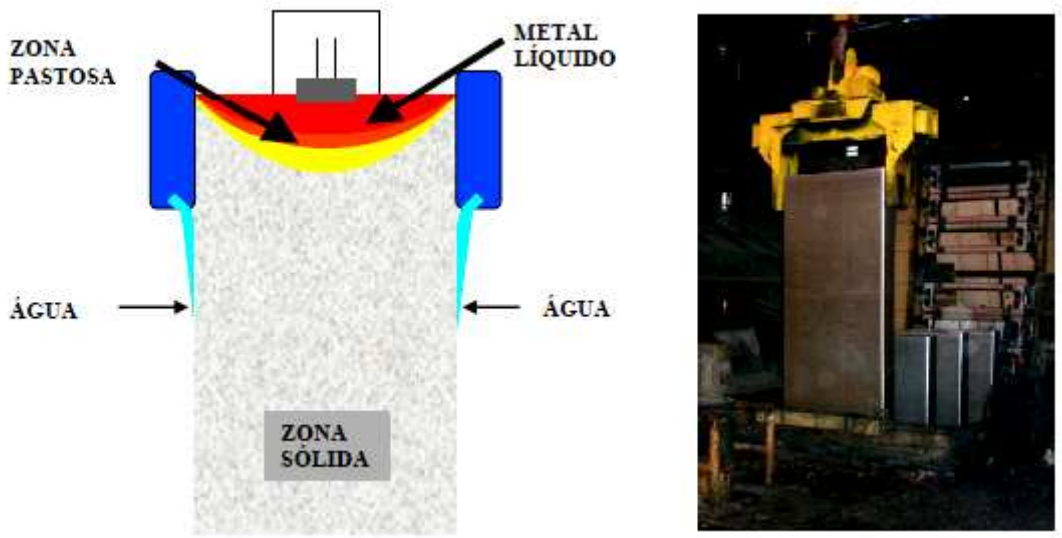
Os cavacos seguem para um silo de armazenagem. O passo seguinte é a remoção de todas as tintas e vernizes que recobrem os cavacos, através de um sistema de tecnologia de fluxo simultâneo ar/cavaco, no interior de um grande forno rotativo chamado forno *Kiln*. O gás gerado no processo de remoção de tintas e vernizes é reaproveitado como combustível no próprio forno. A seguir, passa-se para o forno de fusão, dividido em duas câmaras nas quais um sistema de agitação do metal provoca a submersão do cavaco no banho de metal líquido para que ocorra seu derretimento. Este material líquido é colocado em cadinhos, onde amostras são retiradas para análise da composição química. A seguir o metal líquido é enviado para a etapa de fundição do alumínio.

2.5.2 - Fusão do alumínio e lingotamento de placas

Nos fornos de fusão, além do metal líquido recebido do centro de reciclagem, sucata interna do processo de laminação, alumínio primário e anteligas fazem parte do padrão de carga na produção da liga AA3104. Do metal líquido são retiradas amostras para analise química e o ajuste fino da composição química é feito adicionando-se anteligas.

Após o tratamento preliminar do alumínio no forno, procede-se o lingotamento das placas. O processo de vazamento semicontínuo consiste da passagem de metal líquido por um molde refrigerado por água e solidificação na forma de placas, com dimensões que podem variar em função da capacidade dos laminadores. O processo de solidificação é realizado em dois estágios: formação de metal sólido na parede do molde refrigerado com água e solidificação do restante do lingote na seção transversal pela retirada de calor por meio de jatos de água. As dimensões das placas variam de acordo com a aplicação final do material. Uma dimensão típica de uma placa é 648 x 1860 x 5100 mm, que equivale a aproximadamente a 16,5 toneladas de metal.

A Figura 2.6 representa o processo de vazamento. Na Figura 2.6 (a) temos uma representação esquemática do processo e na Figura 5 (b) temos a imagem do poço de vazamento.



a) **b)**

Figura 2.6 - Processo de vazamento a) desenho esquemático do vazamento de placas e b) placas de alumínio no poço de vazamento (CURSO DE LAMINAÇÃO, 1999).

2.5.3 – Laminação a quente

A laminação a quente é um ponto crítico no processo termomecânico de fabricação de chapas de alumínio para a indústria de latas. Pode-se dividi-lo em homogeneização das placas e laminação a quente propriamente dita.

2.5.3.1 – Tratamento de homogeneização

Os objetivos primários da homogeneização são remover microssegregações, reduzir a quantidade de manganês em solução sólida, promover o coalescimento de dispersóides para diminuir o "*earing*", transformação dos constituintes $Al_6(Fe, Mn)$ em α-$Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ (conhecida como transformação $6 \rightarrow \alpha$)

O trabalho realizado por Sun (1993) explica o mecanismo de redução do manganês em solução sólida. Este mecanismo pode ocorrer de três formas: na primeira há uma precipitação de dispersóides ricos em manganês. Este mecanismo tem seu pico a 480ºC, aproximadamente. Na segunda há uma transformação dos constituintes eutéticos α, que empobrece de Mn a solução. No terceiro processo de redução do Mn em solução sólida ocorre um enriquecimento de Mn contido nos constituintes eutéticos e nos dispersóides. Este processo pode ser fortemente afetado pela temperatura de pré-aquecimento e pelo espaçamento das ramificações dendríticas da estrutura de placa (SUN, 1993).

2.5.3.2 – Laminação a quente das placas

A ativação de diversos sistemas de escorregamento durante as operações de conformação mecânica tem um papel importante no desenvolvimento da anisotropia da tira laminada a quente. Os dois pontos chaves do processo de laminação a quente são os controles da textura cristalográfica e da microestrutura da liga. O orelhamento final que se obtém durante o processo de fabricação das latas está diretamente relacionado com a textura da chapa laminada a quente (DE CARVALHO, 2000).

Marshal e colaboradores (1996) citam que as condições microestruturais obtidas com o tratamento prévio de homogeneização influenciam as mudanças de textura durante o

processo de deformação a quente. Pode-se citar como condições microestruturais o nível de elementos em solução sólida e a distribuição de precipitados dispersóides, em particular o manganês em solução sólida e distribuição de precipitados α-$Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ (MARSHAL et al., 1996).

A estrutura inicial e o teor de soluto em solução sólida têm papel importante na textura resultante, mas de forma geral a textura dominante na superfície da tira a quente é do tipo “cobre”, {112}<111>, e na região próxima ao meio da espessura é do tipo “latão ou *Brass*”, {110}<112>. Quanto à cinética de recristalização, Ren (1996) observou que a superfície se recristaliza mais rapidamente que o centro do material. Assim uma estrutura parcialmente recristalizada tende a manter a estrutura deformada no centro da espessura (REN, 1996).

De forma simplificada, uma tira a quente plenamente recristalizada, tem textura cúbica na superfície, {100}<001>, e uma combinação de textura do tipo “cobre”, {112}<111>, e tipo “Goss” no centro da tira.

O processo de laminação convencional utilizado na indústria de alumínio para produção de chapas para latas de bebidas consiste de um laminador de desbaste quadruo reversível, seguido de um trem de laminadores de acabamento, conhecido na indústria do alumínio como *Tandem*.

A programação dos passes de laminação nos laminadores de desbaste e de acabamento é função da temperatura final de bobinamento, número de cadeiras e da taxa de deformação em cada cadeira. A unidade da Novelis de Pindamonhangaba dispõe de dois equipamentos de laminação a quente para a fabricação de chapas para latas de bebidas.

Marshall e colaboradores (1996) informam as condições típicas de acabamento dos laminadores Tandem, para taxas de deformação entre 50 a 150 %/s e temperaturas entre 280 e 360 ºC. Seus estudos demonstram a importância de se controlar a deformação com o objetivo de garantir o nível de textura cúbica. A temperatura empregada na fase de acabamento proporciona o recozimento da liga sem a necessidade de posterior tratamento térmico em forno, “*self-annealing*” (MARSHALL, et al., 1996).

2.5.4 – Laminação a frio

O processo de laminação a frio da liga AA3104 apresenta dois objetivos básicos: aumento da resistência mecânica e balanceamento da anisotropia. A chapa para produção de latas de bebidas deve estar na condição de tratamento termomecânico H19, após uma deformação a frio de aproximadamente 85%. A resistência mecânica é aumentada e em contrapartida há uma redução da ductilidade da liga. O segundo objetivo foi claramente explicado por De Carvalho (2000) por meio do esquema mostrado na Figura 2.7. O processo de recozimento da tira a quente aumenta a textura cúbica proporcionando maiores orelhas (*earing*) a 90º da direção de laminação. A deformação a frio introduz uma componente de *earing* à 45º da direção de laminação. Estes dois fatores devem ser balanceados de forma a se obter latas estampadas com quatro orelhas, proporcionando baixo "*earing*" para o nível de encruamento desejado. Exemplos de *earing* obtidos são apresentados na Figura 2.8.

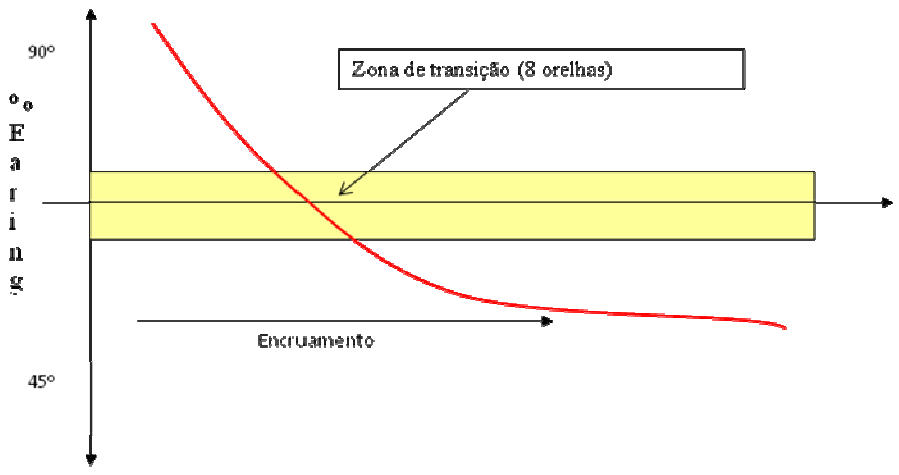


Figura 2.7 - Esquema ilustrativo do comportamento do *earing* em função do grau de encruamento da liga (DE CARVALHO, 2000).

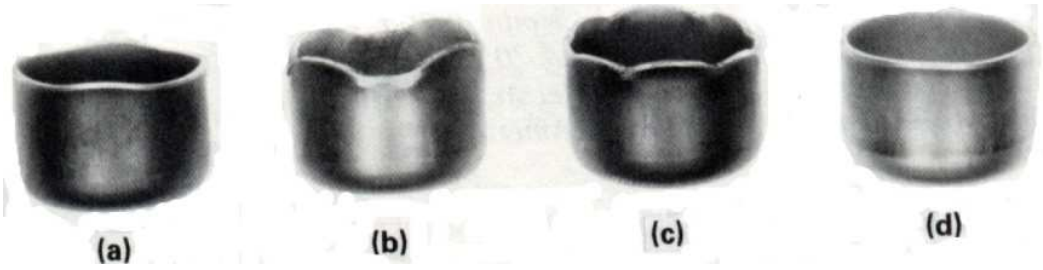


Figura 2.8 - Corpos-de-prova ensaiados, mostrando a presença de orelhas "earing" em relação a direção de laminação. (a) orelhas a 90º; (b) orelhas a 45º; (c) corpo-de-prova com 8 orelhas; (d) corpo-de-prova sem orelhas (HATCH, 1984).

2.6 – Fabricação do corpo da lata de bebidas

Nas indústrias de produção de corpos de lata o alumínio laminado, que vem em grandes bobinas, entra na prensa de estampagem. O equipamento computadorizado, corta a chapa em vários discos dando-lhes a forma de um copo. O alumínio neste estágio ainda tem a espessura da lâmina original. Depois, os copos seguem para outra prensa onde suas paredes externas são estampadas formar o corpo da lata, tal como o conhecemos. Em um único golpe do punção, o copo sofre uma primeira estampagem para depois sofrer mais três estampagens. A Figura 2.9 mostra as etapas que um corpo da lata sofre durante a estampagem dos copos. No final do golpe da punção a base do corpo da lata é estampado. Este esquema destas fases é mostrado na Figura 2.10. Na saída da prensa, as bordas superiores são aparadas para que todos os corpos fiquem da mesma altura. Prensas modernas possuem uma incrível produtividade. Dependendo da largura da bobina, podem ser produzidos de 10 a 14 copos em cada golpe da prensa. Podem ser realizados até 180 golpes por segundo. Com isso pode gerar a produção de 2500 copos por minuto (VERLINDEN, 2007; ABRALATAS, 2011).

O passo seguinte é a lavagem da lata, por dentro e por fora. Na lavadora, as latas passam por vários banhos e depois vão para um forno de secagem, o que garante sua limpeza e esterilização. Na impressão, os rótulos são feitos por um sistema de flexografia e podem receber várias cores ao mesmo tempo. As máquinas mais modernas conseguem imprimir acima de duas mil latas por minuto. A Figura 2.11 representa uma ilustração da pintura das latas

As latas recebem jatos de *spray* especial para formar uma película de proteção extra. Depois, seguem novamente para um forno de secagem. A última etapa de fabricação é a moldagem dos "pescoços" e do perfil da borda da lata, para que a tampa possa ser encaixada. O diâmetro da boca, diminuído nos últimos anos, permite utilizar uma tampa menor. Conseqüentemente, reduz o custo da embalagem. Com o corpo da lata pronto, o último passo é o controle de qualidade, feito por meio de um teste de luz de alta intensidade. Todas as latas passam por esta avaliação, que é capaz de detectar qualquer defeito. De cada lote produzido são retiradas amostras para controle estatístico de qualidade, inclusive testes mecânicos de resistência à pressão interna e externa (VERLINDEN, 2007; ABRALATAS, 2011).

A Figura 2.12 mostra o perfil de um corpo de lata de bebidas após a estampagem. A chapa utilizada para a estampagem de latas de bebidas possui a espessura na ordem de 260 μm. Após a estampagem somente a região do fundo da lata, também conhecida como *dome* mantém a espessura da chapa. A região do pescoço da lata possui uma espessura de 213 μm. Logo abaixo a região conhecida como parede grossa possui uma espessura de 142 μm. A região da parede fina é onde se encontra a menor espessura da lata, 96 μm. Nesta região a redução de espessura após a estampagem é de 63,1% (HOSFORD, DULCAN, 2004).

Na Figura 2.13 é possível observar a representação esquemática do fundo da lata de bebidas. Já na Figura 2.14 é possível observar o perfil da região conhecida como pescoço da lata, que é a parte superior do corpo da lata de bebidas.

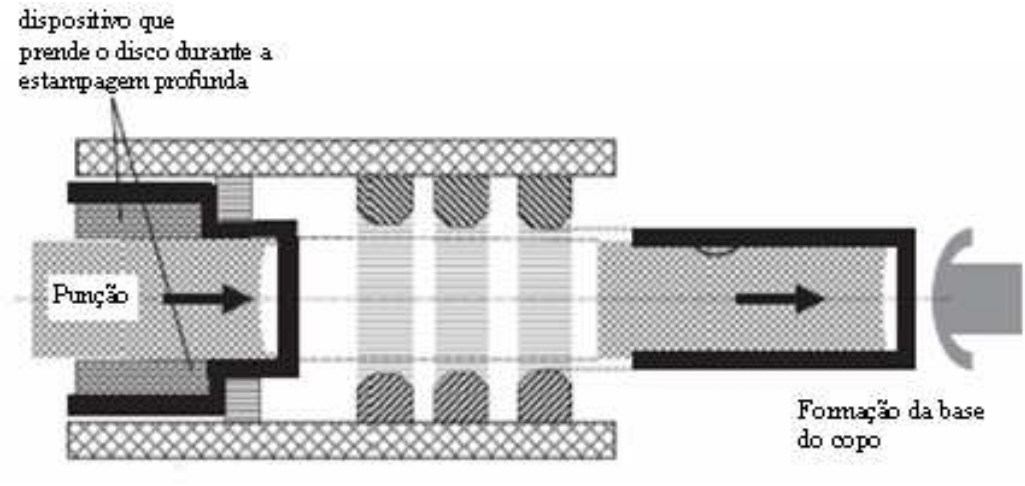


Figura 2.9 - Etapas da estampagem do corpo da lata (VERLINDEN, 2007).

Figura 2.10 - Etapas da formação de copos durante a estampagem profunda (ALUMATTER, 2011).

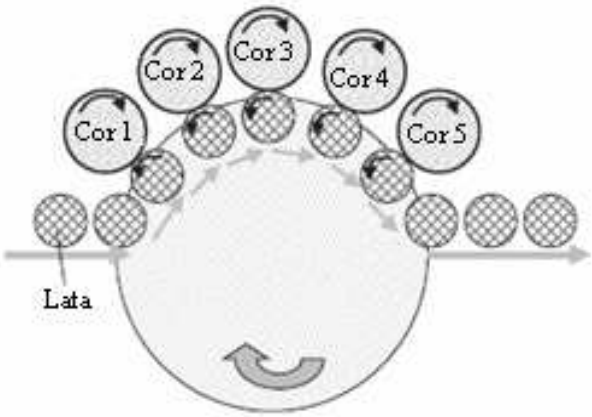


Figura 2.11 - Representação esquemática da pintura de corpo de latas (VERLINDEN, 2007).

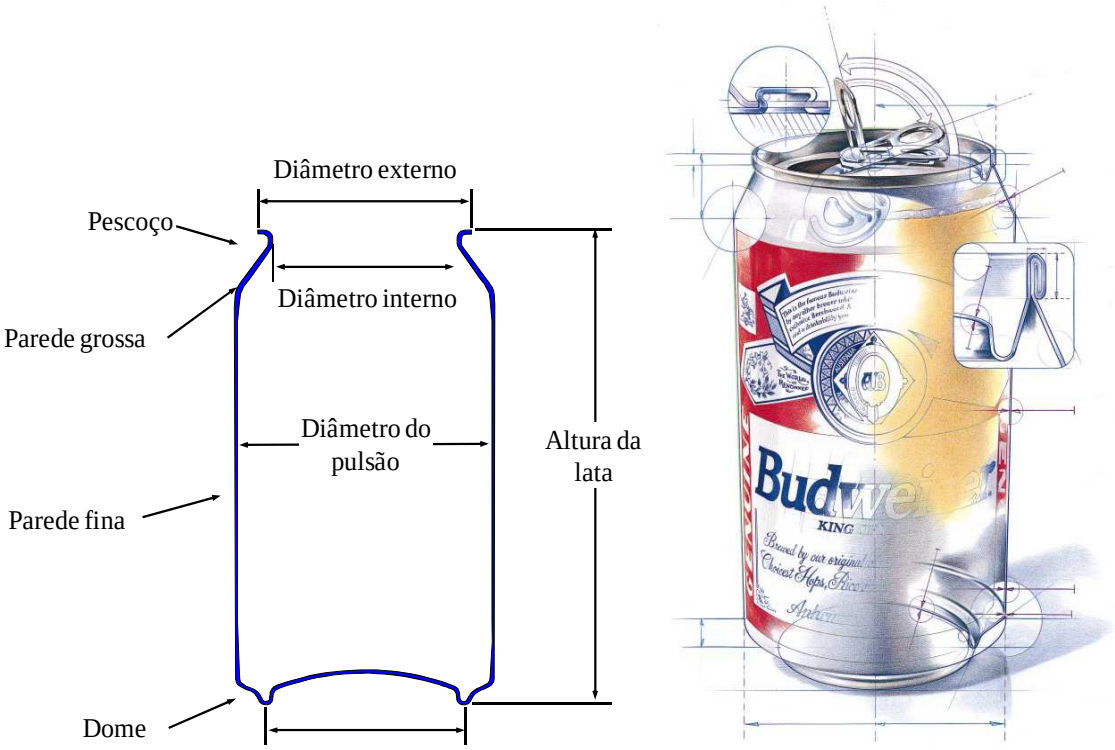


Figura 2.12 - Perfil da lata de bebidas após a estampagem (HOSFORD; DUNCAN, 1994).

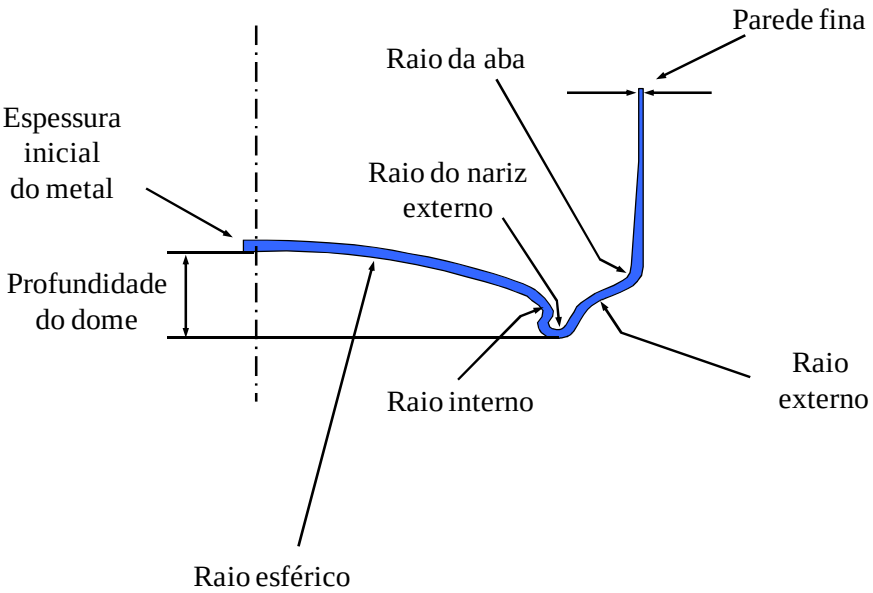


Figura 2.13 - Perfil do fundo da lata de bebidas (NOVELIS, 2011).

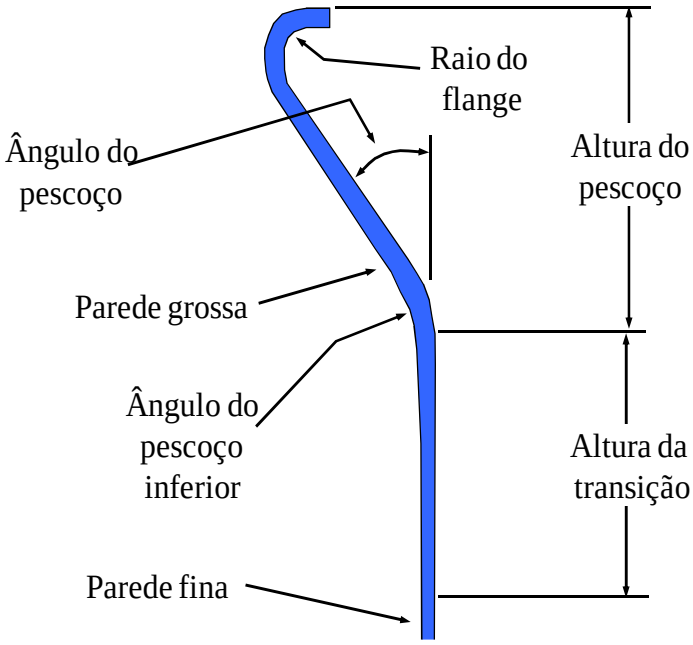


Figura 2.14 - Perfil do pescoço da lata de bebidas (NOVELIS, 2011).

2.7 – Recuperação

O termo recuperação refere-se às mudanças no material deformado que ocorrem antes ou durante a recristalização, as quais restauram parcialmente as propriedades como eram antes da deformação (HUMPHREYS; HATHERLY, 2004) e não envolvem a migração de contornos de alto ângulo. Os estágios da recuperação estão ilustrados na Figura 2.15.

Durante a recuperação, a energia armazenada é diminuída pela movimentação de discordâncias. Existem dois processos principais: a aniquilação de discordâncias (discordâncias com sinais contrários em planos de escorregamento diferentes, que se recombinam mediante escalada e/ou discordâncias no mesmo plano de escorregamento de sinais opostos deslizam uma em direção a outra) e o rearranjo de discordâncias em configurações de menor energia. Os dois processos envolvem os mecanismos de escorregamento, escalada e escorregamento com desvio de discordâncias. Com a subseqüente aniquilação de discordâncias durante recozimento, o excesso de discordâncias de mesmo sinal tende a se rearranjar em configurações de menor energia, este modelo é conhecido como poligonização. A formação dos contornos de baixo ângulo foi inicialmente proposta por este modelo.

Em temperaturas maiores que 0,2 T_f (temperatura de fusão absoluta), ocorrem principalmente a aniquilação de lacunas e a migração de defeitos puntiformes para contornos de grão e discordâncias. Temperaturas na faixa de 0,2 a 0,3 T_f promovem a aniquilação de discordâncias de sinais opostos assim como o rearranjo das mesmas delineando os subcontornos de grão, também denominados contornos de baixo ângulo (HUMPHREYS, 1995).

O processo de recuperação depende de fatores como:

Material – A EDE de um material controla a taxa de escorregamento com desvio e escalada e, por consequência, a taxa de recuperação.

Átomos de soluto - Adição de átomos de soluto pode reduzir a EDE, dificultar a movimentação de discordâncias ou afetar a concentração e mobilidade das lacunas.

Temperatura de recozimento – Quanto menor a temperatura de recozimento, maior a participação da recuperação no processo de amolecimento. Curvas de aquecimento lentas nos tratamentos térmicos industriais favorecem a recuperação, o que pode ser indesejável em algumas aplicações (HUMPHREYS; HATHERLY, 2004).

A extensão da recuperação depende da facilidade com que a recristalização pode ocorrer. Enquanto a recuperação ocorre, a energia armazenada na deformação é reduzida, o que diminui o potencial para a recristalização (MARTINS, 2005). Finalmente, deve ser mencionado que durante a recuperação a textura de deformação permanece praticamente inalterada.

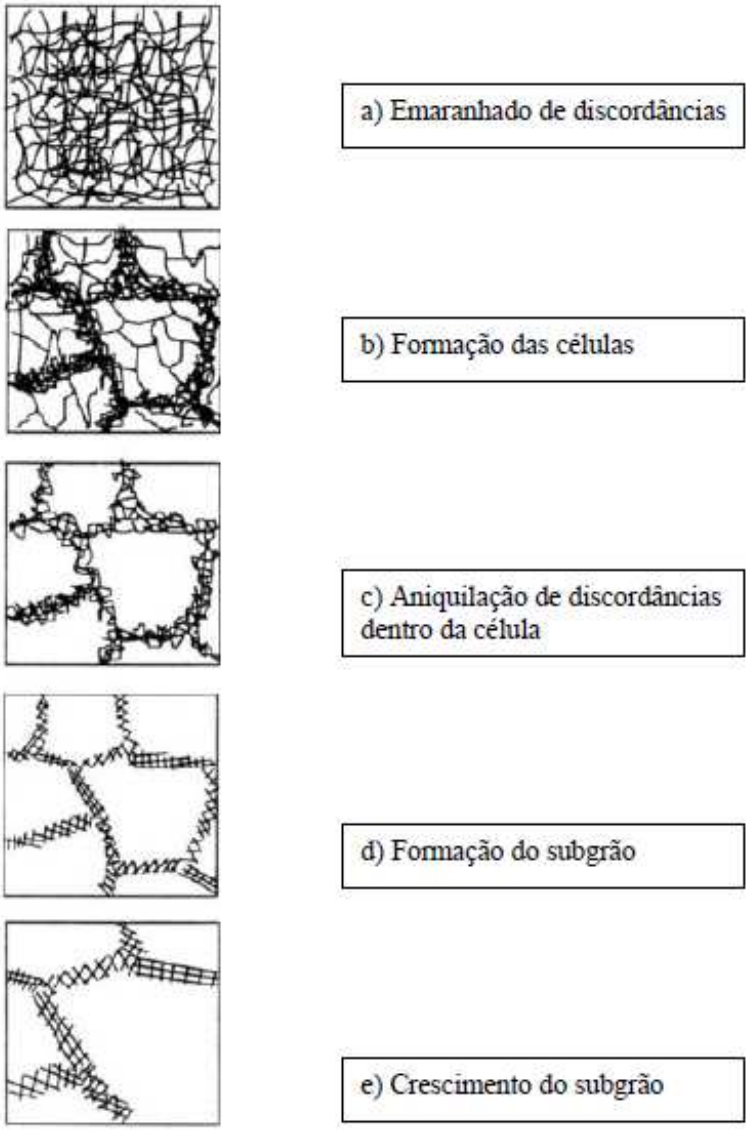


Figura 2.15 - Estágios da recuperação em um material deformado plasticamente (HUMPHREYS; HATHERLY, 2004).

2.8 – Recristalização

A recristalização elimina, na maioria dos casos, a energia acumulada durante a deformação, e novos grãos são formados na estrutura deformada ou recuperada. A recristalização pode ser definida como a eliminação de defeitos por migração de contornos de alto ângulo e envolve as etapas de nucleação e crescimento. O potencial termodinâmico para que ocorra a recristalização é a energia armazenada na deformação (HUMPHREYS;

HATHERLY, 2004). A Figura 2.16 mostra o início da recristalização, com grãos recristalizados crescendo numa estrutura recuperada.

A recristalização é um processo que depende tanto do tempo, quanto da temperatura, mas a princípio não há temperatura de recristalização fixada e a recristalização do alumínio deformado poderia aparecer a qualquer temperatura acima de -273 ºC. Porém neste caso, o tempo necessário para a completa recristalização seria muito alto, tornando a recristalização em baixa temperatura, sem finalidade industrial. O alumínio comercialmente puro pode recristalizar entre 200 e 300 ºC, mas o alumínio puro refinado por zona poderia recristalizar até mesmo em temperatura ambiente. A fração recristalizada aumenta em função do tempo, conforme mostrado na Figura 2.17 (MAO, 2003).

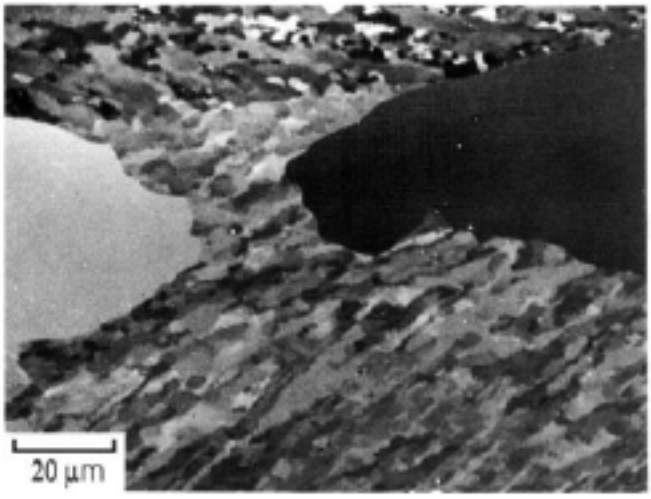


Figura 2.16 - Microscopia eletrônica mostrando grãos recristalizados avançando em direção à estrutura recuperada (HUMPHREYS; HATHERLY, 2004).

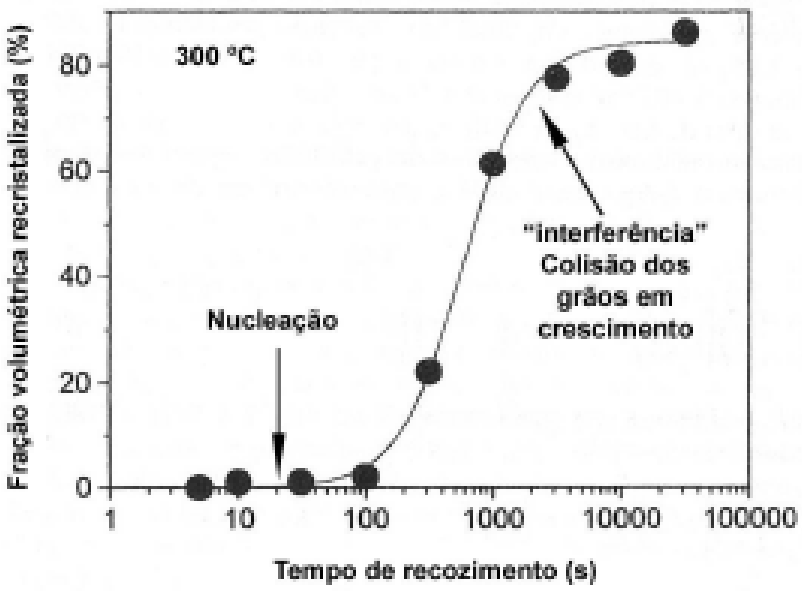


Figura 2.17 - Fração volumétrica recristalizada do alumino de alta pureza, 99,998% de pureza, laminado a 95% e recozido isotermicamente a 300ºC (MAO, 2003).

A Figura 2.17 mostra que existe um aparente tempo de incubação, antes da detecção da recristalização, seguida por um aumento na taxa de recristalização, uma região linear, e finalmente uma diminuição nesta taxa, devido à colisão dos grãos em crescimento.

A formação de um núcleo de recristalização é termodinamicamente possível, uma vez que o aumento de energia devido à criação da interface núcleo/matriz é compensado pelo abaixamento da energia devido à eliminação de defeitos. Os locais preferenciais de nucleação dos novos grãos se situam sobre as zonas de grande deformação, como as heterogeneidades de deformação. As heterogeneidades como bandas de transição, de cisalhamento e de deformação têm alta energia armazenada, sendo locais preferenciais para formação de núcleos de recristalização, pois possuem grande quantidade de defeitos e grandes distorções no reticulado (MARTINS, 2005).

2.9 - Crescimento de grão

Após a recristalização primária, a estrutura ainda não está estável, uma vez que a energia associada aos contornos ainda é grande. Esta será a força motriz para que o mecanismo de crescimento de grão se evidencie dentre os demais, visando à diminuição da energia de contorno de grão.

Assim como a recristalização primária, o crescimento de grão é termicamente ativado. Ele é conduzido essencialmente pela migração de contornos de alto ângulo que consomem os grãos vizinhos menores. Durante o crescimento de grão, a migração de contornos se dá no sentido do seu centro de curvatura por meio de um fluxo de átomos no sentido oposto. A curvatura dos contornos de grão leva a uma diferença de potencial químico, promovendo a migração de átomos através dos contornos de grão (PADILHA; SICILIANO, 2005).

A importância tecnológica do crescimento de grão é a dependência das propriedades mecânicas do tamanho de grão. Para materiais em que trabalham em baixas temperaturas, um material com grão de menor tamanho torna-se mais empregável, uma vez que estes aumentam a dureza do material. Grãos maiores aumentarão a resistência de materiais que trabalham em temperaturas mais altas. Para o controle da microestrutura de um material e suas propriedades, torna-se necessário um controle eficiente do crescimento dos grãos do material (FERRARI, 2008).

O crescimento de grão pode ser interrompido pelo crescimento exagerado (recristalização secundária) de determinados grãos que englobam os que permanecem com seu tamanho aproximadamente constante, ou seja, para que a recristalização secundária ocorra é necessário que o crescimento de grãos seja inibido ou impedido. Em muitos casos o crescimento normal de grão é obstruído por partículas de segunda fase, texturas ou superfícies das amostras, durante o recozimento e somente pouquíssimos grãos crescem na forma anormal (MAO, 2003). A força motriz para a recristalização secundária é usualmente a redução na energia do contorno de grão como para o crescimento normal de grão.

Em muitas ligas de alumínio, recozidas, frequentemente há um único componente de textura forte em companhia com outros componentes de textura fraca. Neste caso um grão orientado na componente de textura forte tem vizinhos com grãos orientados com a mesma componente de textura e, portanto os contornos entre eles são contornos de baixo ângulo que tem baixa mobilidade. Ao mesmo tempo, grãos orientados na componente de textura fraca têm também vizinhos com os grãos orientados na componente de textura forte e os contornos entre eles são geralmente contornos de alto ângulo com alta mobilidade. Estes grãos orientados nas componentes de textura fraca desaparecerão rapidamente se os seus tamanhos forem pequenos, mas eles podem crescer rapidamente como grãos secundários e resulta em um crescimento anormal de grão quando seus tamanhos são maiores do que os grãos orientados na componente de textura forte (MAO, 2003).

2.10 - Textura

A orientação cristalográfica, ou simplesmente textura, refere-se a como os planos atômicos estão posicionados em relação a um sistema de referência fixo.

A existência ou não de textura cristalográfica num material depende de como as orientações dos grãos se distribuem no material. Considera-se um metal com ausência de textura quando a distribuição das orientações dos cristais no agregado policristalino é aleatória. Contudo, normalmente as diferentes etapas de processamento dos metais (solidificação, deformação plástica e recristalização, por exemplo) conduzem à formação de uma distribuição de orientação preferencial onde predominam determinados eixos cristalográficos. Portanto, a distribuição de orientação em um policristal é resultado do processo de fabricação e com isso, a textura contém informações sobre o histórico de produção do material. A textura apresenta forte efeito nas propriedades do metal e revela a relação entre parâmetros de processamento do material e seu desempenho (MARTINS, 2005).

Assim, a textura cristalográfica pode ser genericamente definida como uma condição na qual a distribuição de orientações não é aleatória. Algumas vezes utiliza-se a expressão *textura aleatória* para ausência de orientação preferencial.

A textura pode se desenvolver em um metal ou liga durante uma ou mais operações de processamento, tais como fundição, conformação mecânica e recozimento. Em peças fundidas, os grãos alongados da zona colunar apresentam forte orientação preferencial. Já os grãos da zona equiaxial central apresentam distribuição aleatória de orientações.

Durante a conformação mecânica, a deformação plástica ocorre principalmente por deslizamentos de determinados planos cristalinos. Nesse processo, o reticulado cristalino sofre rotação, por deslizamento de planos ou por maclação, para orientações mais favoráveis, estabelecendo a chamada textura de deformação. A textura final de deformação de uma dada peça depende principalmente da orientação inicial dos grãos antes da deformação, da mudança de forma imposta na conformação e da temperatura em que o material foi deformado.

Quando o material deformado é recozido pode ocorrer recuperação e/ou recristalização, dependendo do tempo e principalmente da temperatura de recozimento. Geralmente, o recozimento em temperaturas mais baixas causa apenas recuperação e

pequena ou nenhuma modificação da textura. Recozimento em temperaturas mais altas causa frequentemente recristalização e o aparecimento de uma nova textura, geralmente diferente da textura de deformação. Essa nova textura é denominada de *textura de recristalização*. Durante o subsequente crescimento normal de grão após a recristalização não ocorre mudanças acentuadas de textura. Por outro lado, em temperaturas ainda mais altas, pode ocorrer, durante o recozimento e após recristalização, crescimento exagerado de grãos ou recristalização secundária. Ou seja, alguns poucos grãos crescem consumindo seus vizinhos menores. A textura resultante também neste caso é geralmente diferente das texturas de deformação e de recristalização (PADILHA; SICILIANO, 2005).

2.10.1 - Textura de deformação

Durante a conformação mecânica, a deformação plástica ocorre principalmente por escorregamento de determinados planos cristalinos. Neste processo, a orientação cristalográfica muda durante a deformação e este fenômeno não é ao acaso, pois o reticulado cristalino sofre rotação, via escorregamento de planos ou por maclação, para orientações mais favoráveis, estabelecendo a chamada textura de deformação (HUMPHREYS, 1995). A textura final de deformação depende principalmente da orientação inicial dos grãos, da mudança da forma imposta na conformação e da temperatura em que o material foi deformado. Iniciando-se o processo de deformação a partir de um metal com orientação aleatória começa-se a notar a presença da textura de deformação quando atinge intensidade de redução de 30% ou mais e o processo se completa com elevadas reduções (90%). As texturas de deformação encontradas com maior freqüência no alumínio e suas ligas apresentam predominância dos componentes $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$ (conhecida com textura tipo cobre) e $\{110\}\langle \bar{1}12\rangle$ (conhecida com textura tipo latão) e eventualmente a presença das componentes $\{011\}\langle 100\rangle$ (conhecida como textura tipo Goss) e $\{123\}\langle 63\bar{4}\rangle$ (conhecida como textura tipo S) (Engler, 1996).

2.10.2 - Textura de recristalização

Com o recozimento de um metal deformado, a ocorrência de recristalização pode gerar uma textura completamente diferente daquela gerada pela deformação. Há pelo menos três tipos de textura conhecida: textura ao acaso (ausência de textura), componentes de textura de deformação conservadas ou, finalmente, o desenvolvimento de componentes de textura extremamente intensa (DOHERTY, 1997).

As texturas de recristalização de ligas de alumínio ou de alumínio puro apresentam como característica a presença de componente cubo {001}<100>, mas tal componente não é a única presente nestes materiais, uma vez que a textura final de recristalização depende da microestrutura durante a deformação (deformação heterogênea ao longo da espessura, taxa de deformação e etc.) e também da temperatura e da microestrutura inicial da chapa (SANTOS NETO, 2009).

Quando novos grãos são formados pela recristalização, eles frequentemente desenvolvem orientações que se distinguem da componente principal da textura de deformação. Esta reorientação em chapas laminadas varia consideravelmente com a história de fabricação e a composição da liga (ENGLER; VATNE, 1996). Em contraste com a textura de laminação, que produz orelhas a 45º durante a estampagem profunda, a textura cubo {100}<100> produz orelhas na posição 0º e 90º ao redor do copo estampado. A altura das orelhas aumenta com a fração volumétrica de grãos tipo cubo.

Tem sido documentado que a nucleação da componente textura de recristalização cubo é associada com “antigos” grãos cubos que estavam presentes no material antes da deformação e se mantiveram na após a deformação. Estes “antigos” grãos com orientação cubo após a deformação ficam metaestáveis, e com o recozimento atuam como sítios de nucleação para novos grãos com textura cubo. Os subgrãos formados com bandas de textura cubo possuem vantagens comparadas com subgrãos de outras orientações. Isto faz com que as bandas tipo cubo seja um potente sítio de nucleação (VATNE et al., 1996).

2.11 - Determinação da textura

Como várias propriedades físicas e mecânicas dependem da orientação cristalográfica, é possível investigar indiretamente a textura medindo-se essas propriedades. Dois exemplos de propriedades dependentes da orientação são a magnetização e o módulo de elasticidade. Entretanto, as propriedades físicas e mecânicas dependem de outros fatores além da textura, o que torna praticamente impossível a determinação completa da textura a partir dos valores medidos da propriedade.

A técnica mais utilizada para investigar a textura é a difração de raios X, pois permite a análise de um grande número de grãos e é relativamente rápida e barata. Uma outra técnica utilizada para avaliar a textura é a difração de nêutrons, que permite uma análise de maiores volumes de grãos, permitindo uma melhor base estatística. Essa técnica permite maior penetração, permitindo analisar peças de superfícies irregulares. Uma das principais desvantagens da difração de nêutrons é a pequena disponibilidade de fontes intensas de nêutrons e os altos custos envolvidos (PADILHA; SICILIANO, 2005).

2.12 - Função distribuição de orientações

Uma descrição quantitativa mais completa da textura pode ser obtida com o auxílio da função distribuição de orientação dos grãos (FDO ou ODF – *Orientation Distribution Function)*. Estas funções especificam a freqüência de ocorrência de determinadas orientações em um espaço tridimensional. Este espaço é definido por três ângulos de Euler: φ_1, Φ, φ_2, os quais constituem três rotações consecutivas aplicadas aos eixos [001], [010] e [001] da célula cristalina para que eles coincidam com os eixos DL, DT e DN da amostra. 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 mostrado na Figura 2.18 (BUNGE, 1982). Na Tabela 2.5 e na Figura 2.19 são mostradas as orientações mais importantes do Al e ligas de alumínio.

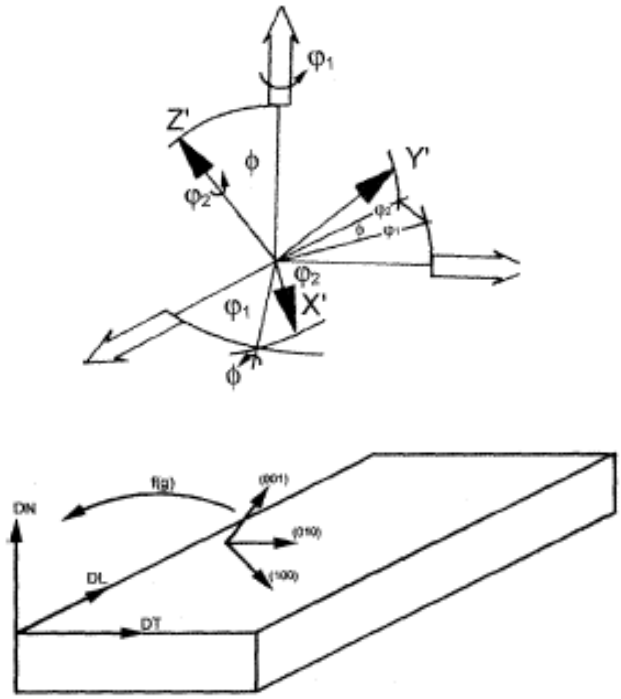


Figura 2.18 - Definição dos ângulos de Euler (φ_1, Φ, φ_2) conforme a notação de Bunge (PADILHA; SICILIANO, 2005).

Tabela 2.5 - Índices de Miller e ângulos de Euler das orientações mais importantes do Al e das ligas de Al após a laminação e recristalização (aproximadamente) (ENGLER, 1996).

Nome da orientação	**Índices de Miller {hkl} <uvw>**	**Ângulos de Euler φ_1 Φ φ_2**	**Tipo de componente de textura**
C, Cobre	{112}<111>	90°, 35°, 45°	Laminação
S	{123}<634>	59°, 37°, 63°	Laminação
B, Latâo	{011}<211>	35°, 45°, 0°/90°	Laminação
G, Goss	{011}<100>	0°,45°, 0°/90°	Laminação Recristalização
Cubo	{001}<100>	0°,0°, 0°/90°	Recristalização
Cubo girado	{001}<100>	45°,0°, 0°/90°	Recristalização
Cubo RD	{013}<100>	0°, 22°, 0°	Recristalização
Cubo ND	{001}<310>	22°, 0°, 0°	Recristalização
R	{124}<211>	57°, 29°, 63°	Recristalização
P	{011}<122>	65°, 45°, 0°	Recristalização
Q	{013}<231>	45°, 15°, 10°	Recristalização

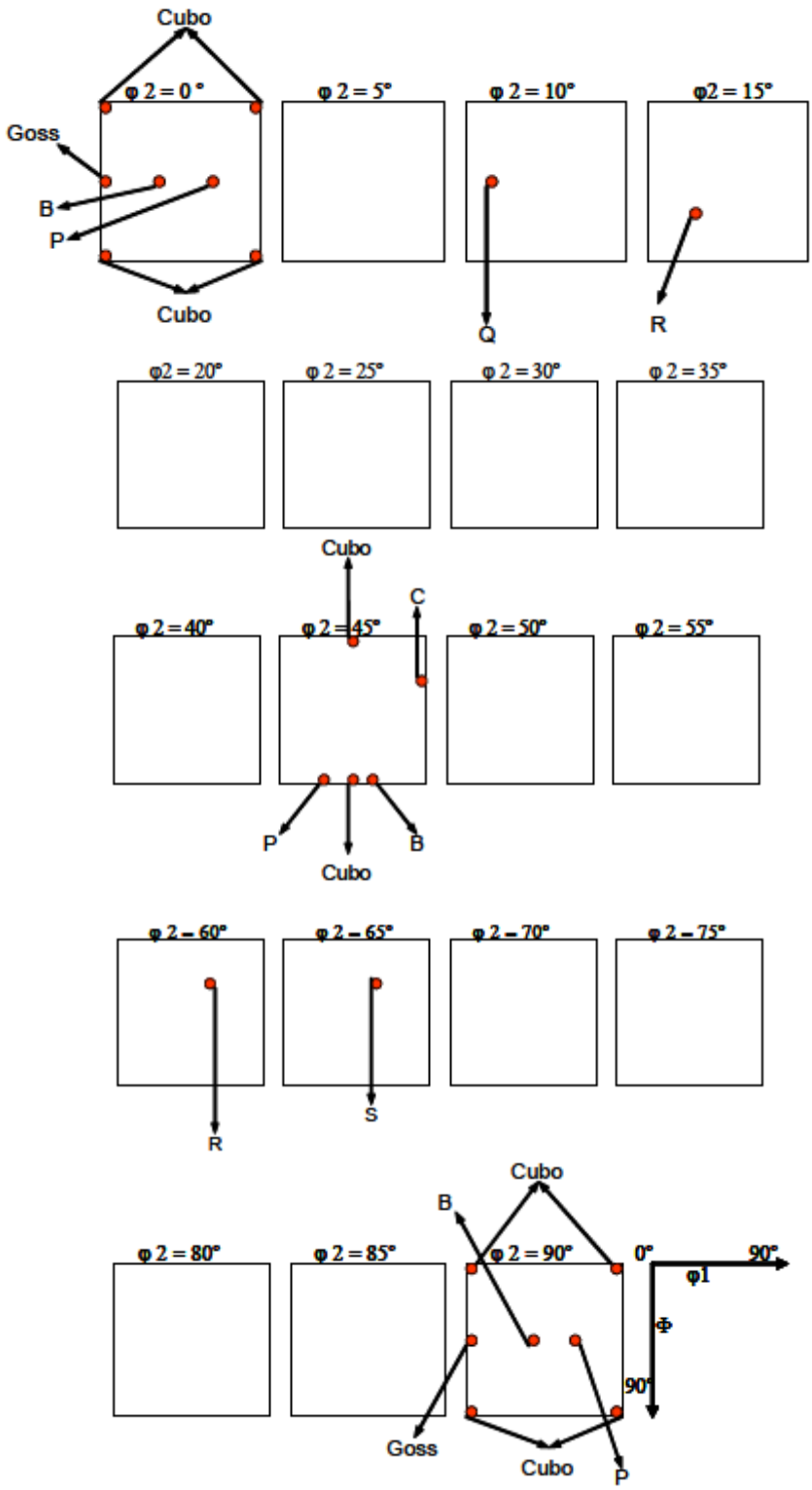


Figura 2.19 - Principais orientações cristalográficas na FDO de ligas de alumínio (SANTOS FILHO, 2009).

2.13 - Orelhamento em ligas de alumínio

A característica do perfil do orelhamento (“*earing*”) de copos produzidos por estampagem profunda forma já que a textura cristalográfica da chapa causa diferentes alongamentos radiais em diferentes direções do disco a ser estampado.

Para muitas ligas de alumínio, após a recristalização, o número de orelhas é quatro, situados nos ângulos de 0º, 90º da direção de laminação. A Figura 2.20 mostra um copo da liga AA1200 estampado após a recristalização. Já para um chapa de alumínio fortemente laminado a frio existem quatro orelhas situadas nos ângulos de ±45º da direção de laminação. Em muitos casos, texturas combinadas podem formar oriundas da combinação das texturas de recristalização (cubo) e de laminação com componentes Cu, S e Bs. Nestes casos pode ocorrer a formação de perfis mais complexos com seis orelhas (a 0º/180º e 45º) ou oito orelhas (a 0º/90º e 45º) (ENGLER, 2007).

A Figura 2.20 mostra um exemplo de um típico comportamento após a estampagem do da liga AA 1200 recristalizada. Este material apresenta forte textura cubo {001} <100>. O copo após a estampagem apresenta quatro orelhas situadas em 0º, 90º, 180º e 270º do sentido de laminação. A Figura 2.21 (a) mostra a orientação cristalográfica (ODF) deste material e a Figura 2.21 (b) mostra um gráfico da altura do copo em relação com o ângulo da direção de laminação. Observa-se que as alturas do copo nas quatro orelhas são simétricas.

Figura 2.20 - Aparência típica de copo da liga AA 1200 produzido com estampagem profunda com orelhas a 0º e 90º do sentido de laminação (ENGLER, 2007).

A Figura 2.22 pertence à chapa da liga AA 6016 na laminação a frio na condição H18. A Figura 2.22 (a) mostra que o material apresenta uma pronunciada textura de laminação, com textura cobre {112}<11$\underline{1}$>, textura S {123}<63$\underline{4}$> e orientação Bs {011}<211>. A Figura 2.22 (b) mostra a característica de perfil de quatro orelhas nas direções de 45º, 135º 225º e 315º do sentido de laminação.

Os dois exemplos abaixo mostram casos de textura de recristalização e textura de laminação a frio respectivamente. Em muitos casos, texturas intermediárias podem formar. A Figura 2.23 mostra um exemplo da liga AA 5005 na condição parcialmente recristalizada. Neste caso a textura final consiste da combinação de texturas de laminação com componentes Cu, S e Bs juntos com a nova textura de recristalização cubo (Figura 2.23 a). O perfil do orelhamento apresenta oito orelhas, onde as orelhas nas direções de 0º e 90º provenientes da textura de recristalização sobrepõem a orelha na direção de 45º do estado laminado (Figura 2.23 b).

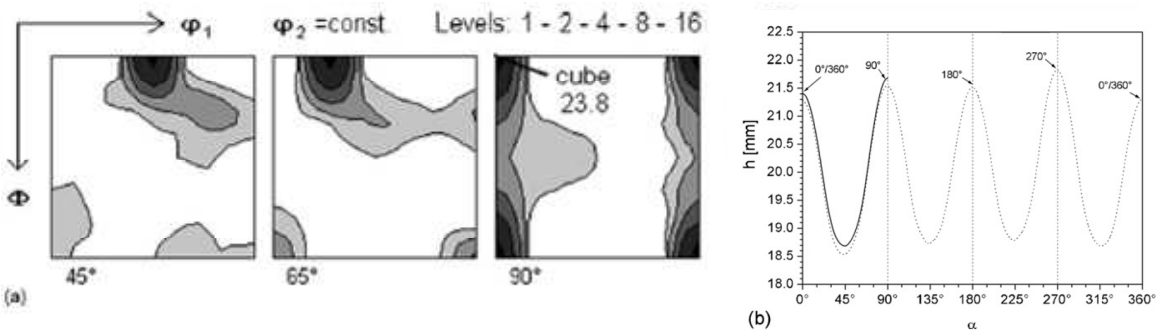


Figura 2.21 - a) Textura e b) perfil do orelhamento da liga AA1200 recristalizada (ENGLER, 2007).

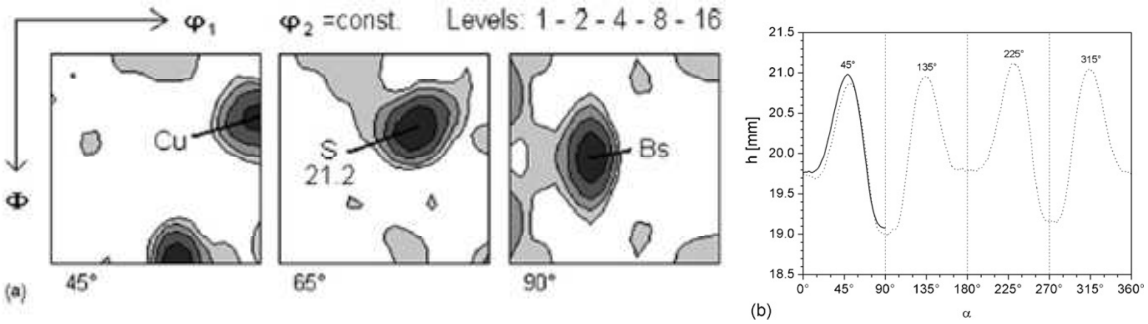


Figura 2.22 - a) Textura e b) perfil do orelhamento da liga AA 6016-H18 (ENGLER, 2007).

Em muitos casos um recozimento final pode não ser utilizado para diminuir o orelhamento. O exemplo aplicável mais conhecido é a produção dos corpos das latas de bebidas produzidos a partir da liga AA3104. Para latas de bebidas de alumínio alta deformação a frio (H19) é utilizada para atingir a resistência mecânica requerida (>275MPa). Assim a lâmina sempre contém uma textura de laminação acompanhada com a formação de orelhas a 45º. Estas orelhas precisam ser balanceadas com a textura cubo que está retida do material laminado a quente.

Sobre certas condições a liga AA3104 com alta deformação a frio (H19) apresenta orelhas a 0º/180º bem maiores que orelhas a 45º e 90º conforme a Figura 2.24 (ENGLER, 2007). Neste caso este material não é aceito para a produção de latas de bebidas já que as orelhas a 0º/180º formadas tendem a ser mais finas que o restante do corpo da lata podendo gerar o fenômeno chamado de "pinched ear" que é a quebra desta orelha alta no interior da máquina de fazer latas. Quando este fenômeno ocorre é necessário parar a máquina para realizar a limpeza deste "pinched ear", já que o mesmo pode contaminar a linha de produção gerando quebras no corpo de latas.

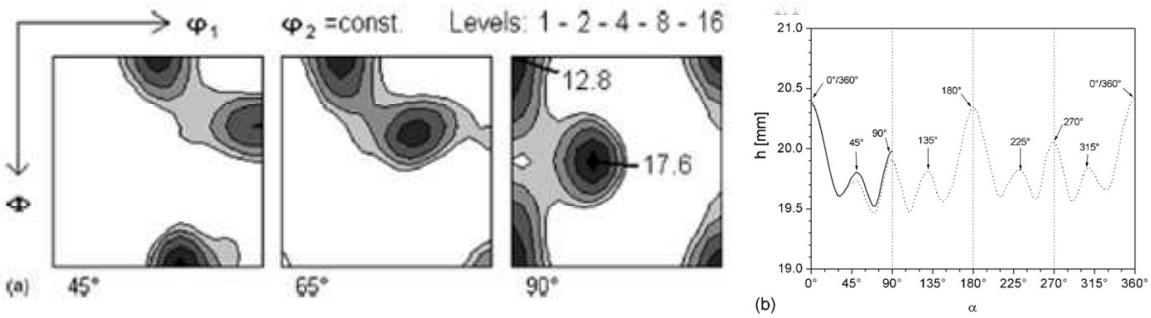


Figura 2.23 - a) Textura e b) perfil do orelhamento da liga AA 5005 na condição parcialmente recristalizada (ENGLER, 2007).

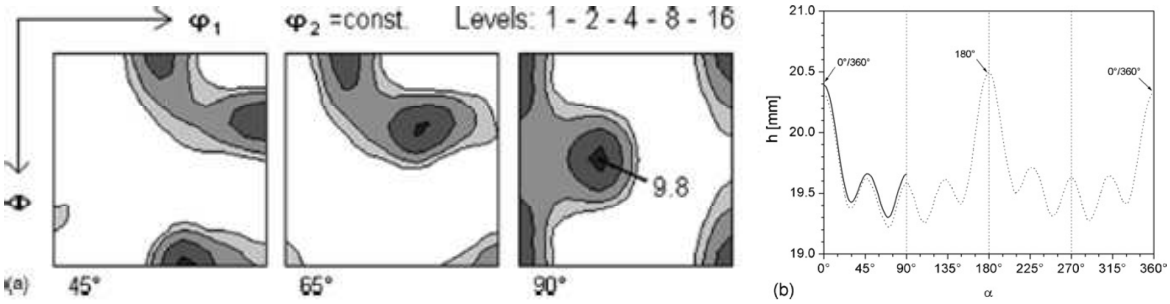


Figura 2.24 - a) Textura e b) perfil do orelhamento da liga AA3104 –H19 com pronunciadas orelhas a 0º/180º (ENGLER, 2007).

2.14 – Coeficiente de encruamento

Para ter boa conformabilidade, um material precisa ser capaz de suportar maior deformação antes da falha ou então precisa ter a capacidade de resistir à deformação. A experiência prática mostra duas propriedades fortemente influenciadas pela habilidade do material de ser conformado. A primeira é o coeficiente de encruamento mais conhecido como n. O valor de n determina a habilidade do material de ser estriccionado. A segunda propriedade é o coeficiente de anisotropia, ou R de Lankford. Esta propriedade controla fortemente a habilidade do material de ser repuxado dentro de copo com fundo plano.

Segundo Keeler (1968), um método de observação do valor de encruamento, é plotar a curva tradicional tensão vs deformação convencional obtida do teste uniaxial de tensão. A curva tensão em relação com a deformação verdadeira equivalente para os valores de n plotados na Figura 2.25, são mostrados na Figura 2.26. Como pode ser visto, a tensão continua a subir sem um máximo para o aumento da deformação.

As curvas tensão-deformação verdadeira podem ser aproximadas pela equação da conservação de energia (equação de Holloman – $\sigma = K\varepsilon^n$). Da equação de conservação de energia, **n** é definido como o expoente da relação tensão-deformação ou coeficiente de encruamento, sendo que ele determina o aumento de tensão para cada incremento de deformação. Quanto menor o valor de n, mais duro será o material e maior a resistência a estricção. Existem vários métodos para medir o valor de n. A base para a maioria, é rescrever a equação da lei de conservação de energia como:

$$\log\sigma = logK + nlog\varepsilon \qquad \text{(Equação 2.1)}$$

que representa uma linha reta tendo a equação y = a + nx, quando plotado no gráfico log-log. Se o gráfico é uma linha reta, n é uma constante, e é obtido madindo-se o ângulo da reta. O valor de K é a tensão obtida pela intersecção da reta na deformação igual a 1.

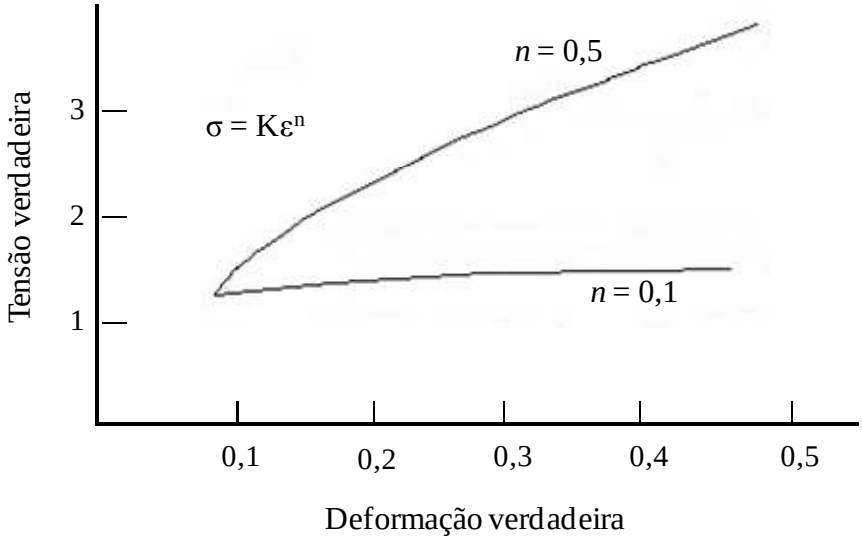


Figura 2.25 – A curva tensão-deformação verdadeira (KEELER, 1968).

Se a linha é curva, um *n* instantâneo precisa ser calculado para cada valor de deformação de interesse.

A linha pode ter dois segmentos retos. Neste caso cada segmento precisa ser descrito pelo seu proprio valor de n. Para a maioria dos aços de baixo carbono, e muitos dos não ferrosos comumente usados na conformação industrial, uma constante n irá aproximar a curva tensão em relação com a deformação.

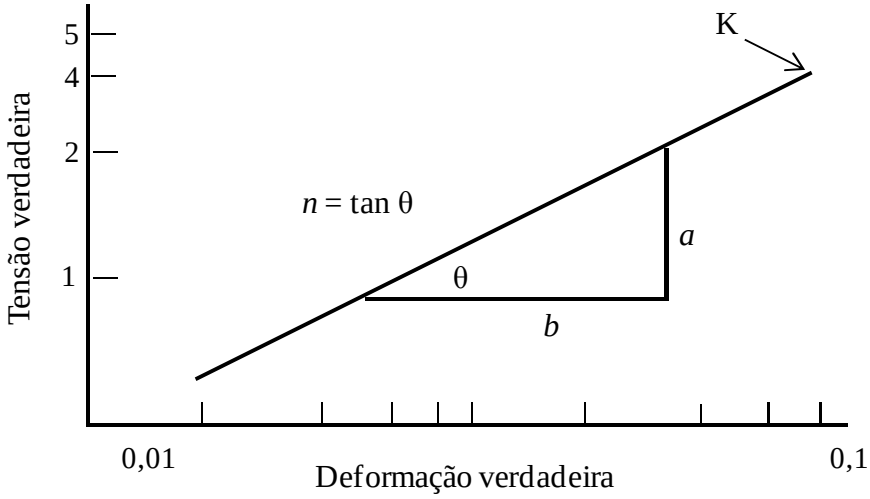


Figura 2.26 – Cálculo do valor de n (KEELER, 1968).

2.15 – A anisotropia e o coeficiente R de Lankford

As propriedades mecânicas de um material trabalhado mecanicamente (laminado, forjado, estampado, etc.) podem variar conforma a direção em que se retira o corpo-de-prova para ensaio. Esse fenômeno, chamado de anisotropia, aparece por causa da orientação preferencial dos planos e direções cristalinas do metal após uma grande deformação por trabalho mecânico (anisotropia cristalográfica), ou devido ao alinhamento de inclusões, vazios, segregação ou alinhamento de uma segunda fase precipitada, também devido ao trabalho mecânico. Um valor útil para se avaliar a anisotropia plástica, é o índice de anisotropia R, que será visto a seguir.

De acordo com Keeler (1968), independentemente da sua medida de ductilidade, assume-se comumente que o material é isotrópico, ou seja, independente da direção em que se realizou a medição dentro da chapa. A transformação do metal de um lingote em uma chapa e sua subseqüente fabricação agrega a estes matérias vários tipos de direcionalidade, as quais originam a anisotropia de propriedades em quase todos os metais.

Em um material completamente isotrópico, todas as orientações estão presentes em uma base igual, ou seja, não há variação das propriedades mecânicas, quando estas são medidas em diferentes direções. Na maioria dos casos, no entanto, existe uma tendência dos grãos terem certos planos cristalográficos ou direções, claramente alinhadas com a direção da primeira conformação. Como resultado, alguns sistemas são orientados, o que permite uma deformação mais fácil em algumas direções do que em outras. Esta condição cria a anisotropia plástica, em que as propriedades na direção de laminação são diferentes das direções transversais, de forma que a curva tensão-deformação, e propriedades como tensão de escoamento, força de tração e taxa de encruamento, são afetadas por esta orientação cristalográfica.

O índice de anisotropia plástica R, é definido como a razão entre a deformação verdadeira na largura e a deformação verdadeira na espessua no teste de um corpo-de-prova padrão, de comprimento útil de 50 mm, Figura 2.27. Um método de obter R é plotar a deformação na largura (εb) versus a deformação na espessura (εs) para várias amostras tracionadas, até a estricção. Para a maioria dos materias comuns de conformação o resultado será uma linha reta. O valor de R é constante e corresponde simplesmente à inclinação da curva. Considerando que o gráfico seja uma reta, um método de dois pontos pode ser usado. O primeiro ponto é a deformação zero, o outro é algum alongamento

conveniente, normalmente na faixa de 15 a 20%. Após conformação, o valor de R é calculado pela expressão:

$$R = \frac{(ln\frac{b_f}{b_o})}{(ln\frac{s_f}{s_o})} \qquad \text{(Equação 2.2)}$$

onde b_o e s_o são largura e espessura iniciais respectivamente, e b_f e s_f são largura e espessuras finais.

Muitos erros ocorrem, no entanto, na medição final da espessura das chapas ensaiadas. Considerando-se, porém, o fato de que o volume de material permanece constante durante a deformação plástica, a expressão pode ser reescrita em termos da deformação na largura e no comprimento da amostra, como mostra a equação 2.3, de forma a se eliminar possíveis erros de medidas da deformação na espessura:

$$R = \frac{(ln\frac{b_f}{b_o})}{(ln\frac{(l_f - s_f)}{(l_o - s_o)})} \qquad \text{(Equação 2.3)}$$

onde l_o e l_f são os comprimentos iniciais e finais, respectivamente.

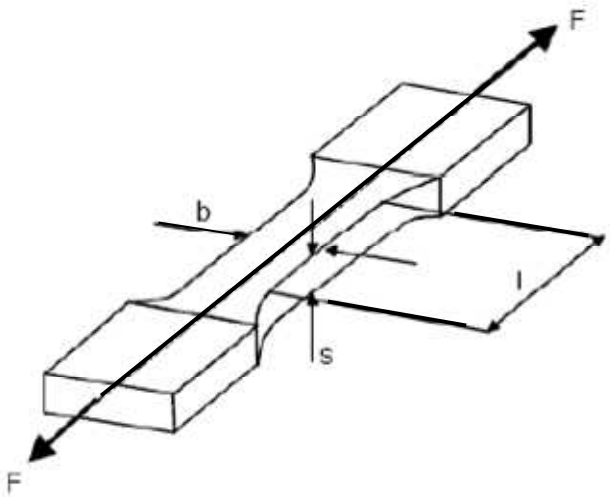


Figura 2.27 – Dimensões importantes do corpo-de-prova de tração para determinação do coeficiente R de Lankford (SIEGERT, 1994).

O parâmetro de anisotropia R pode ser obtido para diferentes direções na chapa. Normalmente, amostras são removidas de chapas a 0°, 45° e 90° da direção de laminação. Testando-se chapas perfeitamente isotrópicas ou não direcionais, todos os valores de R seriam iguais a uma unidade. Para a maioria dos materiais metálicos, entretanto, há variações dos valores de R com a direção.

Essa variação de R dentro do plano da chapa, Figura 2.28, é chamada de anisotropia planar. Os valores de R podem ser plotados com função do ângulo. Então ΔR é a diferença entre R_{45} e a média dos valores de R_0 e R_{90}. A equação matemática que expressa a anisotropia planar é:

$$\Delta R = \frac{R_o + R_{90} - 2R_{45}}{2} \qquad \text{(Equação 2.4)}$$

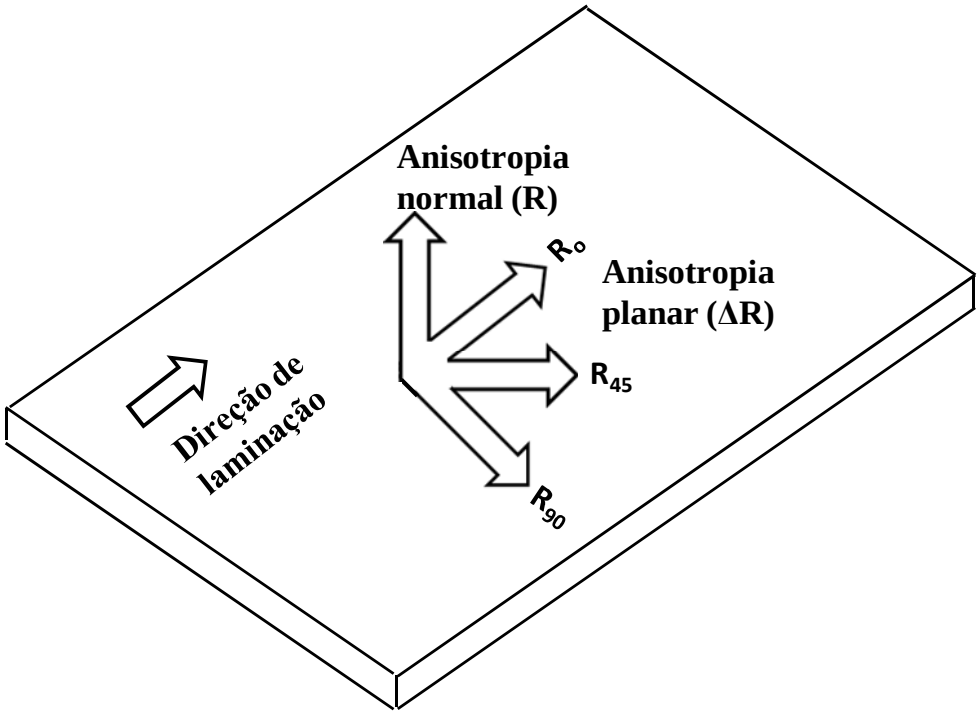


Figura 2.28 – Método de amostragem para obtenção de $\bar{R}$ e ΔR (USIMINAS apud OTOMAR, 2010)[1]

[1] USIMINAS. **Conformação na prensa**. 1999. Documentação Interna.

A importância prática da anisotropia normal não foi totalmente reconhecida até recentemente por duas razões – as propriedades na direção da espessura são geralmente desconhecidas e nem podem ser medidas, e os defeitos da anisotropia normal não são visualmente evidentes, como no caso da trinca. Ultimamente, tem sido dado reconhecimento ao fato que chapas de metal muitas vezes exibem um fluxo de força na direção de sua espessura bem diferente daquela de seu plano. É de fato possível ter um nível de anisotropia normal muito alto (espessura) em uma chapa com pouca ou nenhuma anisotropia planar (rotacional).

Em geral torna-se o corpo-de-prova em várias direções em relação à direção de laminação; a 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação, normalmente, obtendo-se assim $R0^o$, $R45^o$ e $R90^o$, respectivamente (Figuras 2.28 e 2.29). Analisando estes valores, podem-se ter os seguintes casos limites:

Primeiro caso: $R_0^o = R_{45}^o = R_{90}^o = 1{,}0$ (isotropia total);

Segundo caso: $R_0^o = R_{45}^o = R_{90}^o \neq 1{,}0$ (anisotropia normal pura e anisotropia planar);

Terceiro caso: $R_0^o \neq R_{45}^o \neq R_{90}^o \neq 1{,}0$ (anisotropia normal + anisotropia planar).

É interessante notar que no segundo caso o material apresenta curvas tensão vs deformação iguais, apesar de ser anisotrópico. Por isso este tipo de anisotropia é difícil de ser visualizado.

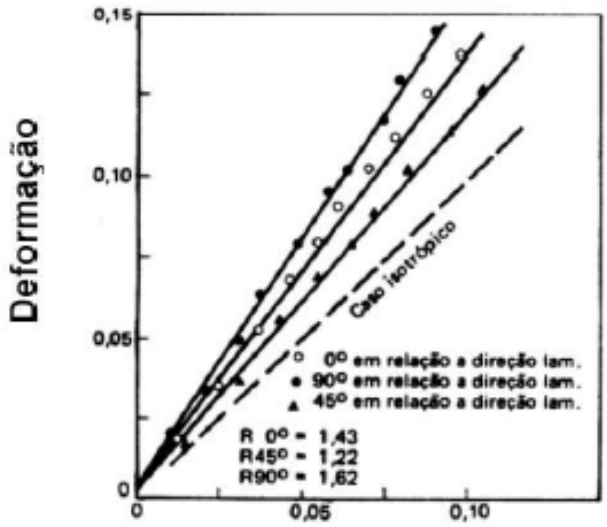


Figura 2.29 – Deformação na espessura versus deformação na largura (USIMINAS apud OTOMAR, 2010).

Outra maneira de determinação de R é na direção normal à superfície da chapa laminada. O valor de R, denominado anisotropia normal, é dado pela expressão:

$$\bar{R} = \frac{R_0 + R_{90} + 2R_{45}}{4} \qquad \text{(Equação 2.5)}$$

Se R for maior do que uma unidade, o material é caracterizado como tendo resistência à diminuição de espessura e tem um aumento da força transversal à espessura.

Infelizmente, um material com uma anisotropia normal geralmente tem uma alta anisotropia planar também. O grau de anisotropia é estreitamente relacionado à estrutura cristalina do metal ou liga. Em geral, a anisotropia desenvolve-se mais fortemente em metais com estrutura hexagonal (Be, α-Ti e α-Zr) do que em metais com estrutura cúbica de corpo centrado ou de face centrada (aço, cobre, alumínio, bronze). O tipo, e quantidade de elementos de liga também influenciam a natureza da anisotropia. Para um dado metal e composição, a anisotropia plástica é uma consequencia de toda sua história de processamento.

A capacidade de conformação de vários materiais pode ser comparada com base em seus valores de R. Quanto menor o R, pior a capacidade de conformação. Um valor alto de R indica boa conformabilidade, desde que R seja igual a zero (KEELER, 1968). Aplicações específicas de engenharia muitas vezes estipulam uma espessura mínima para um estampado após conformação. Muitas peças são rejeitadas por uma redução excessiva, que ocorre em áreas de alta deformação.

Uma alta resistência a redução de espessura, ou um aumento na força transversal à espessura, reduzirá a quantia desta redução e ajudará a reter a dimensão de espessura mais próxima da original. O valor R tem uma base mecânica, tendo sido interpretado em termos da orientação cristalina (textuta) do material, por vários autores.

3. Materiais e métodos

3.1 – Materiais

Os materiais investigados neste trabalho foram fornecidos pela Novelis do Brasil Ltda. (Pindamonhangaba – SP). As placas da liga AA3104 utilizadas neste trabalho foram produzidas pelo processo *"Direct Chill"* (DC). Numa mesma fusão foram vazadas duas placas com as seguintes ordens de produção (OP) 20932 e 20933 nas seguintes dimensões 648 x 1840 x 5100 mm. A análise química foi realizada com auxílio da técnica de espectrometria de emissão ótica utilizando um espectrômetro ARL modelo 4460. A Tabela 3.1 mostra a comparação entre a composição química da liga AA3104 especificada pela "*Aluminum Association"* e a observada no material utilizado neste estudo.

As placas foram faceadas 10 mm de cada lado com o objetivo de remover as segregações oriundas do processo de refusão. Na seqüência as placas foram colocadas em um forno semi-contínuo *Pusher* e pré-aquecidas no intervalo de temperatura entre 560 e 600 ºC, por um tempo total de 10 h. Os objetivos primários desta homogeneização são remover microssegregações, reduzir o manganês em solução sólida, promover o coalescimento de dispersóides (redução de *earing*) e a transformação dos constituintes $Al_6(FeMn)$ em α-$Al_{12}(FeMn)_3Si$, que contribui para redução da aderência de metal nas ferramentas durante o processo de estampagem e estiramento além de garantir temperatura elevada das placas para a laminação.

Tabela 3.1 - Composição química da liga AA3104 observada no material utilizado neste estudo.

Composição química típica utilizada neste estudo % peso					
Liga	**Mg**	**Mn**	**Fe**	**Si**	**Cu**
AA3104	1,15-1,20	0,8-0,9	0,6 máx.	0,4 máx.	0,13-0,15

As placas entraram no laminador desbastador a quente com uma espessura de 628 mm e sofreram uma redução na espessura na ordem de 95%. Em seguida, os materiais foram laminados num laminador de tiras a quente de quatro cadeiras. As temperaturas finais de laminação destes materiais variaram entre 310 e 350ºC. A OP 20932, que

responde pela obtenção do material A, no final da laminação a quente, ficou com a espessura de 1,80 mm e a OP 20933, que responde pelo processamento do material B, ficou com a espessura de 2,25 mm. Para a realização deste trabalho foram coletas 2 amostras do material A nas dimensões de 1,8 x 400 x 1770 mm e 2 amostras do material B nas dimensões de 2,25 x 400 x 1770 mm.

A próxima etapa foi a laminação a frio das lâminas. O material A foi laminada duasovezes a frio com reduções de 64% e 59%. O material B foi laminado três vezes a frio com reduções de 55%, 52% e 51%. A espessura após a laminação a frio destes dois materiais é de 0,26 mm. Na etapa de laminação a frio foram retiradas duas amostras do material A nas dimensões de 0,64 x 400 x 1770 mm e 0,26 x 400 x 1770 mm. Também foram retiradas duas amostras do material B nas dimensões de 1,02 x 400 x 1770 mm, 0,53 x 400 x 1770 e 0,26 x 400 x 1770 mm. As Figuras 3.1 e 3.2 mostram as rotas utilizadas para a retirada das amostras.

Na Figura 3.3 as rotas de produção dos materiais utilizados neste trabalho. A rota (A) representa o material A, onde foram realizados dois passes de laminação a frio e rota (B) representa o material B com três passes de redução a frio. Após o passe final da laminação a quente e após cada passe da laminação a frio foram retiradas amostras para avaliação neste trabalho.

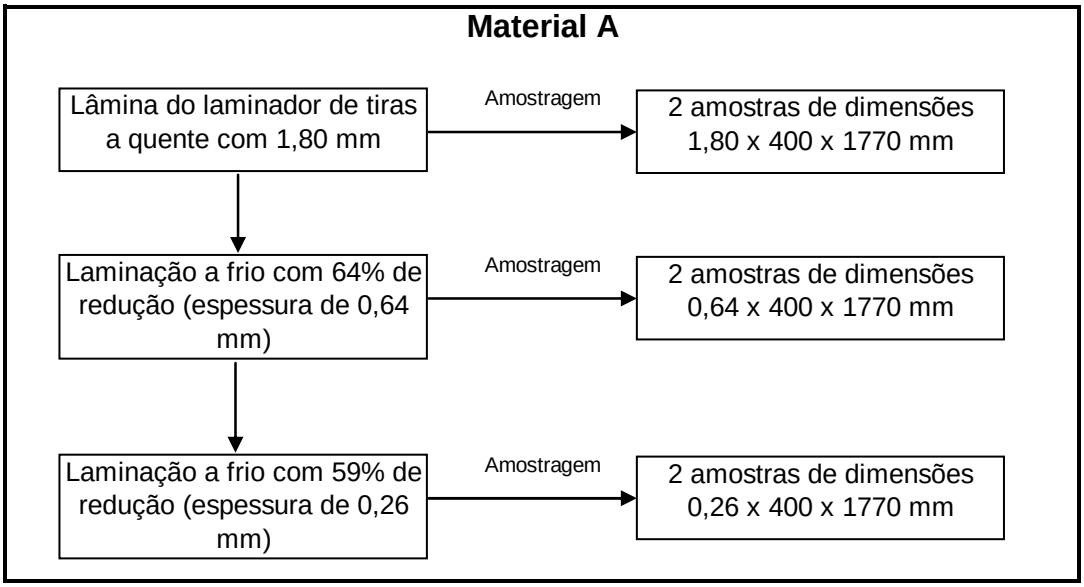


Figura 3.1 - Esquema de retirada das amostras com as respectivas rotas de laminação do material A.

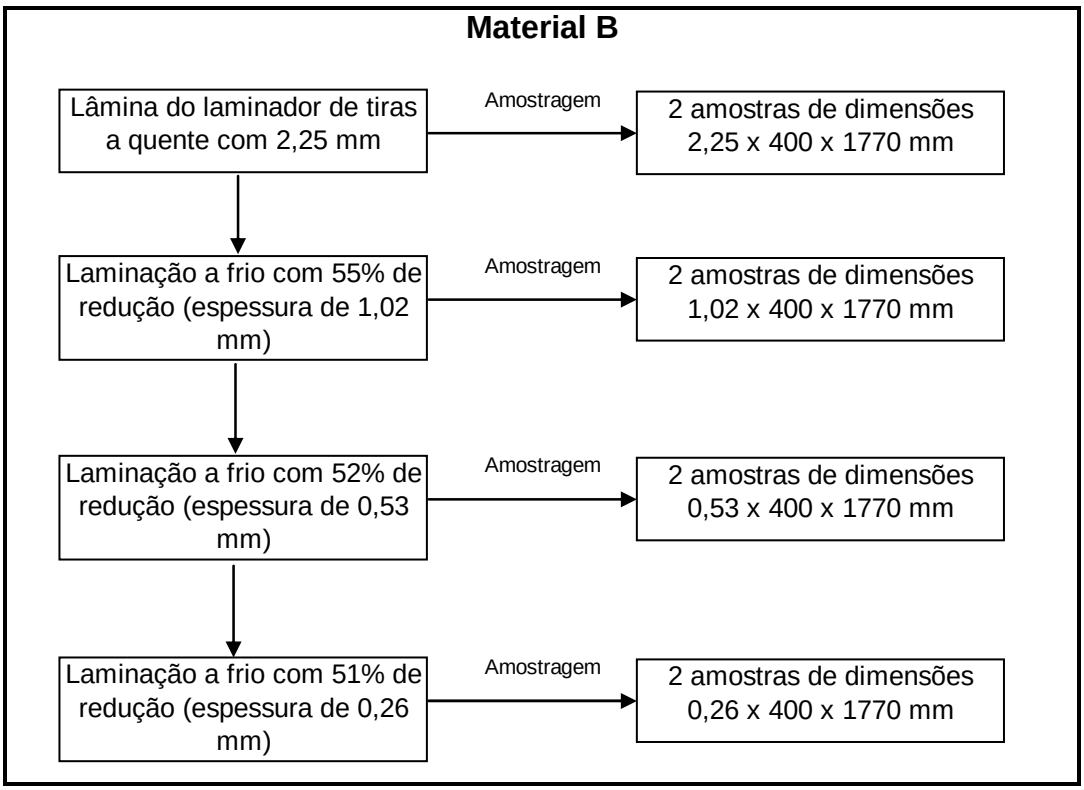


Figura 3.2 - Esquema de retirada das amostras com as respectivas rotas de laminação do material B.

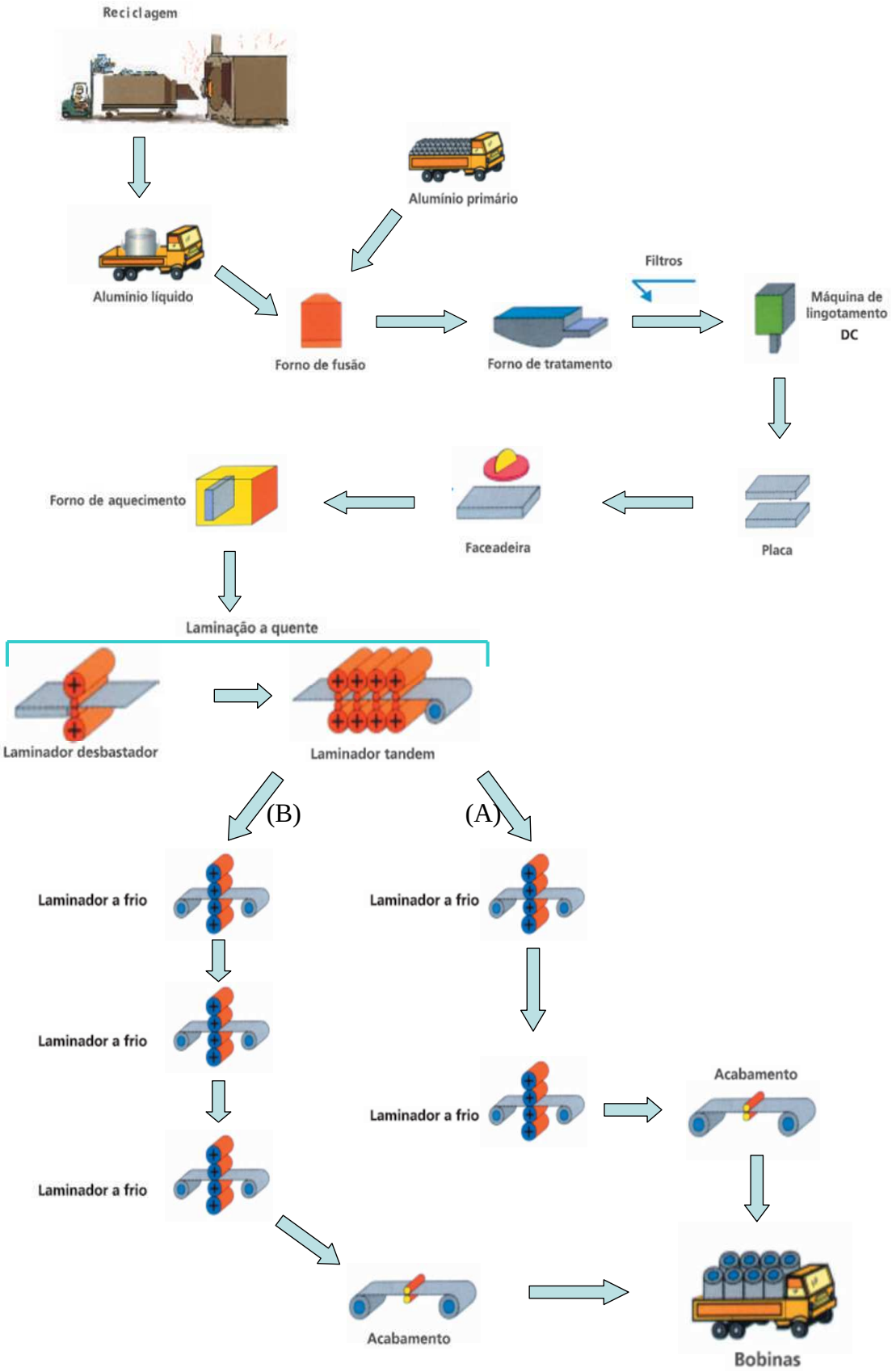


Figura 3.3 - Rotas de produção dos materiais utilizados neste trabalho.

Também foram retiradas amostras de latas após a estampagem. A Figura 3.4a representa a lata após a estampagem. Já a Figura 3.4b representa uma lata após a impressão do rótulo e a secagem. Nas duas latas foram retiradas amostras que estavam no sentido de laminação para caracterização. Em cada lata foi retirada uma amostra na região do corpo da lata e uma outra amostra no fundo da lata. Os locais das regiões amostradas são mostrados na Figura 3.4.

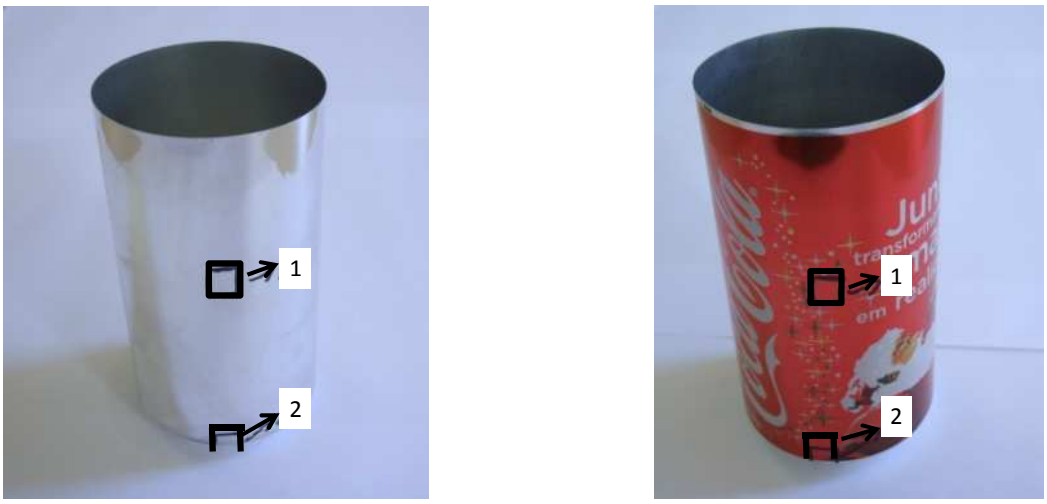


Figura 3.4 - **(a) –** Lata de alumínio após a estampagem;
(b) – Lata de alumínio após a estampagem, impressão do rótulo e secagem.

3.2 – Métodos

3.2.1 – Análise química

A composição química da liga foi realizada durante o processo de fundição da placa. Durante o vazamento da placa foram coletados 3 discos de diâmetro 58 mm e espessura de 10 mm conforme norma ASTM E 716 – 98 sendo do início, meio e final da placa, com objetivo de verificar a homogeneidade da composição ao longo de toda a placa. Os discos foram usinados em um torno horizontal Diplomat modelo Mascote 3001 instalado na Novelis até a espessura de 8,4 mm e posteriormente analisados em um espectrômetro de emissão ótica ARL modelo 4460 usando um eletrodo de tungstênio em atmosfera de argônio conforme norma ASTM E 1251 – 99. Em cada amostra foram realizadas duas queimas e a faixa de composição obtida foi mostrada na Tabela 3.1.

3.2.2 – Ensaio de tração

Para o ensaio de tração foram coletados 3 corpos-de-prova de secção retangular em cada uma das seguintes direções: 0º, 45º e 90º nas diferentes espessuras destes dois materiais. A referência para as diferentes direções é o sentido de laminação das lâminas. Para a confecção dos corpos-de-prova utilizou-se uma serra de fita vertical e uma fresa. O acabamento final foi realizado com lima. Em todos os corpos-de-prova foram realizadas medidas de espessura e largura na região útil com auxílio de um micrômetro Mitutoyo modelo 293-521-30. Essas medidas foram utilizadas para o cálculo da área de seção de corpo-de-prova. Posteriormente os corpos-de-prova foram ensaiados em uma máquina de tração PIW modelo ZD 10/90. A máquina de ensaio é equipada com uma célula de carga de 200 kg Kratos modelo KM e um software de ensaio de tração desenvolvido pela Novelis. Para a medida do valor de alongamento utilizou-se um extensômetro MTS modelo 634 12F-25 "*gage length*" de 25 mm. Todos os equipamentos usados para os ensaios de tração estão instalados na Novelis. O ensaio de tração foi realizado conforme norma ASTM B 557-02.

3.2.3 – Preparação metalográfica

Utilizou-se uma cortadeira metalográfica modelo Mesotom da Struers para cortar as amostras no sentido longitudinal ao de laminação. Foi realizado o embutimento a frio e, em seguida, para a etapa de lixamento das amostras, foi usada a seguinte seqüência de granas: 220, 400 e 600, todas de SiC. O lixamento foi feito manualmente utilizando-se água como refrigerante. Para o polimento inicial das amostras, utilizou-se como abrasivo de pasta de diamante 4,0 μm e como lubrificante etilenoglicol em um pano "*Texmet*" (Buehler) com uma carga de 3500 g por um tempo de 20 min. No polimento intermediário, utilizou-se como abrasivo 5,0 de MgO em pó diluídos em 30 mL de água destilada, em um pano "*Microcloth*" (Buehler) com uma carga de 500 g por um tempo de 3 min. Após cada etapa de polimento as amostras foram lavadas com água corrente, detergente neutro e secadas com ar comprimido.

Para a melhor revelar a microestrutura do material, as amostras foram submetidas a um ataque químico eletrolítico com uma solução de 5,4% de ácido fluobórico HBF_4 em 94,6% de água destilada com uma corrente de 1,5 A e uma tensão de 20 V por 3 min em temperatura ambiente. O equipamento utilizado foi uma fonte de corrente contínua e um agitador magnético. Durante todo o tempo de ataque a solução foi mantida em agitação e utilizou-se como cátodo um disco de alumínio comercialmente puro.

3.2.4 – Ensaio de microdureza Vickers

Após a preparação metalográfica, foram feitas medidas de microdureza Vickers nas amostras dos estados recristalizado e encruado. Foram realizadas 10 medidas de microdureza com carga de 100g durante 30 s. As medidas foram realizadas utilizando-se um microdurômetro Buhler modelo Micromet 2004 instalado no DEMAR – EEL/USP.

3.2.5 – Microscopia ótica

As amostras obtidas nas diversas espessuras e nas latas após a estampagem foram caracterizadas via microscopia ótica com luz polarizada. Para a aquisição e captura das imagens das micrografias, utilizou-se um microscópio ótico LEICA modelo DM-IRM com uma câmara analógica da Samsung modelo SCC 131 acoplada a um analisador de imagem LEICA Qwin, ambos instalados no DEMAR – EEL/USP.

3.2.6 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A caracterização microestrutural das amostras nas diversas espessuras e nas latas após a estampagem também foram caracterizadas utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura LEO modelo 1450VP instalado no DEMAR/EEL-USP que possui um filamento de tungstênio. Este equipamento dispõe dos detectores de elétrons secundários (SE) e elétrons retroespalhados (BSE) e de um analisador por dispersão de energia de raios X (EDS).

3.2.7 – Medidas de macrotextura

As análises de difração de raios X para determinação de textura cristalográfica das amostras foram realizadas no Instituto de Física de Rosário – IFIR. Nas amostras mais espessas, a espessura foi reduzida à metade por meio de lixamento seguido de polimento mecânico e eletroquímico antes das medidas. No caso das amostras mais finas (260 μm de espessura), a incidência do feixe de raios X ocorreu na própria superfície da lâmina. Para tanto, utilizou-se uma radiação CuKα (40 kV, 20 mA) com passo de 5º. A partir das figuras de pólo foi possível determinar a função de distribuição de orientações cristalinas – FDO para as amostras laminadas a quente e para as amostras laminadas a frio. Os resultados da textura foram comparados com os resultados de "*earing*" tanto nas amostras laminadas a quente e como nas deformadas com as duas reduções já mencionadas.

3.2.8 – Ensaio de embutimento

O ensaio de embutimento consiste na confecção de um copo a partir de um "*blank*" cilíndrico a uma pressão constante. As diferenças entre os picos e os vales no topo do copo foram medidas utilizando em um medidor de orelhamento *Huxley Bertram.* Os corpos-de-prova produzidos foram confeccionados em uma prensa hidráulica Roell Amsler modelo BPU 200 instalada no Laboratório Físico da Novelis do Brasil Ltda. Utilizou-se um conjunto de ferramenta que consiste em um punção, uma matriz de corte e uma matriz de embutimento de diferentes diâmetros. A seguir, na Tabela 3.2, estão mostradas as espessuras de amostras e os diâmetros da matriz de embutimento utilizadas neste trabalho. Para a formação dos copos foi realizado uma pressão de 3 kN na prensa chapa a temperatura de 23ºC e como lubrificante utilizou-se vaselina sólida. Os copos provenientes do embutimento foram medidos no equipamento de análise de earing localizado no laboratório do Centro de Tecnologia de Latas (CTL) na Novelis do Brasil Ltda. Este equipamento fornece um gráfico da variação da altura do copo com relação à direção de laminação.

Tabela 3.2 - Diâmetros das matrizes de embutimento utilizadas nos materiais A e B.

Material A	
Espessura do material (mm)	**Diâmetro da matriz de embutimento (mm)**
1,80	38,49
0,64	34,70
0,26	33,72
Material B	
Espessura do material (mm)	**Diâmetro da matriz de embutimento (mm)**
2,25	41,99
1,02	36,40
0,53	34,70
0,26	33,72

3.2.9 – Determinação dos coeficientes de encruamento e de anisotropia

Para a determinação dos coeficientes de encruamento *n* foram retiradas nas direções de 0°, 45° e 90° do sentido de laminação nas amostras dos materiais A e B após a laminação a quente e após a laminação a frio (espessura 0,26 mm). Já para a determinação do coeficiente R de Lankford foram retiradas amostras nas direções de 0°, 45° e 90° do sentido de laminação nas amostras dos materiais A e B somente na condição encruada (espessura 0,26 mm), pois representa o estado final do material antes da conformação em latas de bebidas.

Os ensaios foram realizados na máquina de tração citada no item 3.2.2. Foi utilizado um paquímetro digital da marca Mitutoyo e um micrômetro digital com ponta esférica da marca Mitutoyo para realizar as medições de espessuras e larguras dos corpos-de-prova antes e após o ensaio de tração.

O cálculo do valor de *n* foi realizado conforme a norma ASTM E646-00 (*Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n-Values) of Metallic Sheet Materials*). A obtenção dos coeficientes de anisotropia normal e planar são realizados através do ensaio de tração, segundo a norma ASTM E517-00 (*Standart Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal*).

4. Resultados e discussão

4.1 – Medidas de microdureza Vickers

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers nas amostras para a avaliação do encruamento dos materiais A e B. A Figura 4.1 ilustra o comportamento do material A. Para a construção do gráfico da Figura 4.1 foram utilizados valores médios da microdureza em cada deformação. A Figura 4.2 representa um gráfico *boxplot*[2], onde todos os valores medidos de microdureza obtidos das amostras do material com menor deformação a frio são analisados. Este gráfico permite avaliar a simetria dos dados, sua dispersão e a existência ou não de *outliers*[3] nos mesmos, sendo especialmente adequado para a comparação de dois ou mais conjuntos de dados correspondentes às categorias de uma variável qualitativa. Foi utilizado o programa MINITAB para a produção destas curvas.

A Figura 4.3 ilustra o comportamento do material B frente ao encruamento. Neste caso foram realizados 3 etapas de redução a frio com uma deformação verdadeira final de 2,158. A Figura 4.4 representa um gráfico *boxplot*, onde todos os valores medidos de microdureza obtidos das amostras do material com deformação verdadeira a frio de 2,158.

A partir das Figuras 4.2 e 4.4, observa-se que os dados estão com baixa dispersão e sem interseção dos intervalos de confiança. Neste caso é possível afirmar que com o aumento da deformação a frio ocorre um aumento da microdureza Vickers.

---

[2] *Boxplot* - gráfico que possibilita representar a distribuição de um conjunto de dados com base em alguns de seus parâmetros descritivos, quais sejam: a mediana, o quartil inferior, o quartil superior e do intervalo interquartil.

[3] *Outliers* – são dados que não seguem o padrão da maioria dos pontos.

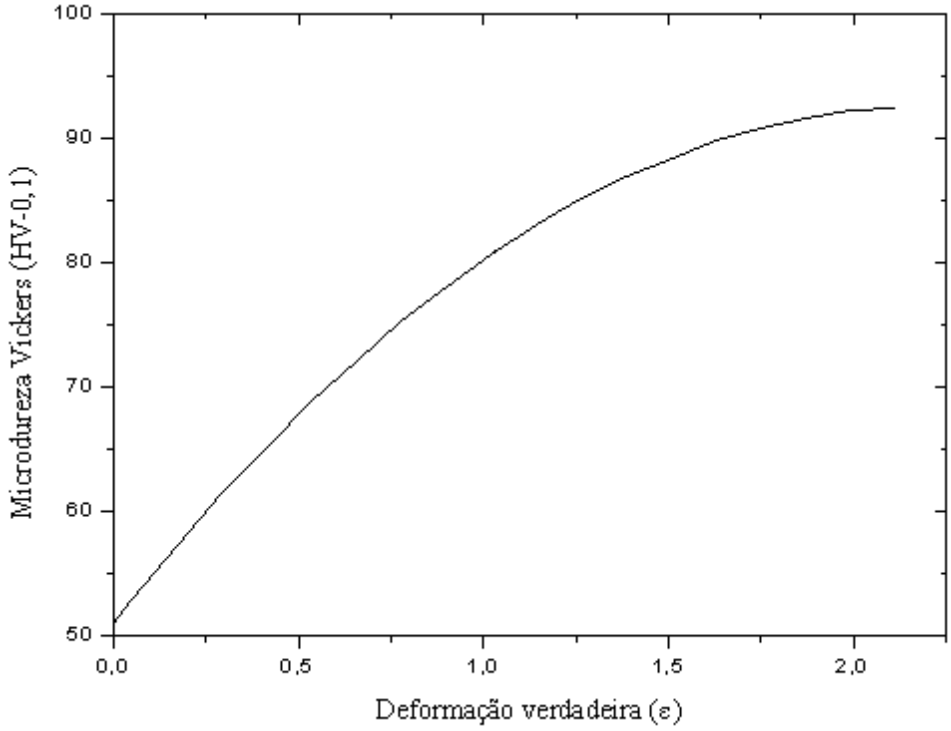


Figura 4.1 - Microdureza Vickers em função da deformação verdadeira no material A.

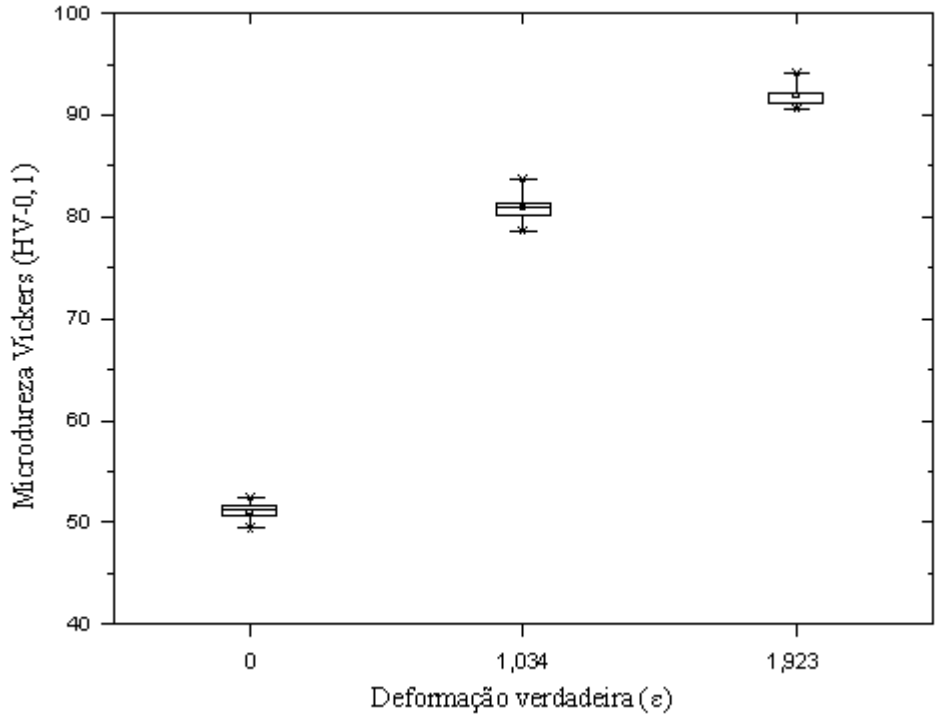


Figura 4.2 - *Box Chart* da microdureza Vickers em função da deformação verdadeira no material A.

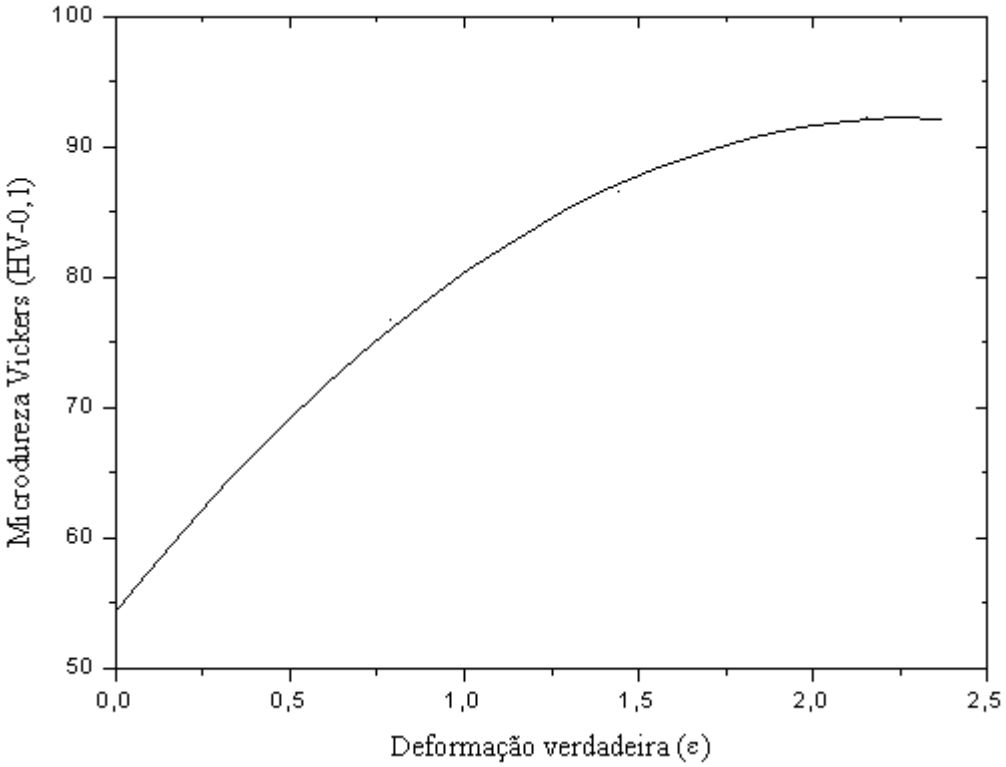


Figura 4.3 - Microdureza Vickers em função da deformação verdadeira no material B.

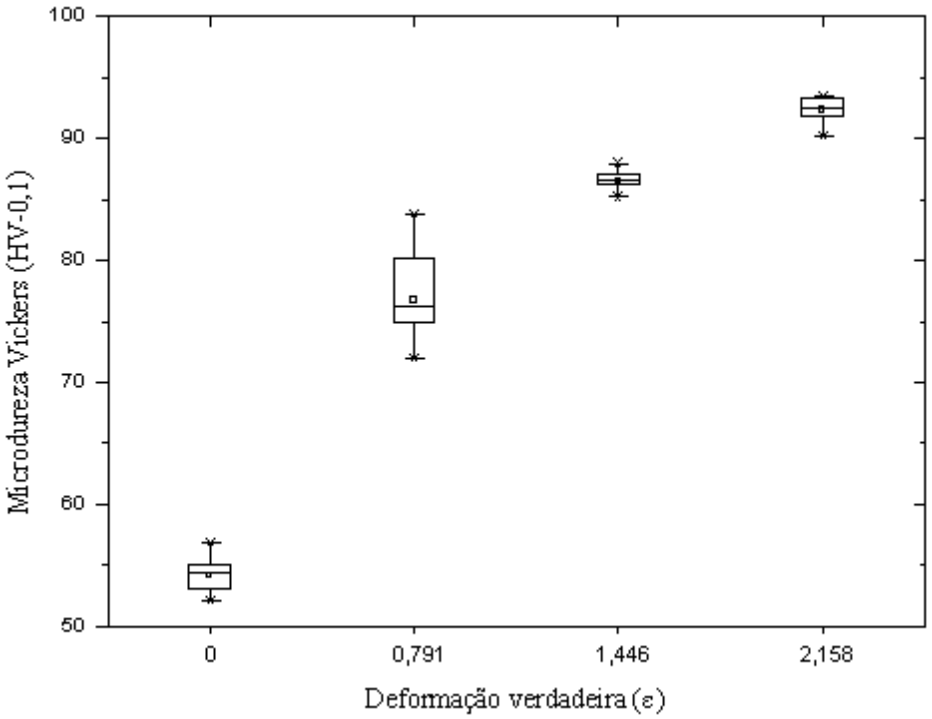


Figura 4.4 - *Box Chart* da microdureza Vickers em função da deformação verdadeira no material B.

Nas Figuras 4.1 e 4.3 é possível observar o comportamento dos materiais A e B frente ao encruamento. Utilizando-se a técnica de ANOVA, foi observado que no material com deformação verdadeira de 2,158 o valor médio que microdureza na amostra de espessura final de 260 μm foi estatisticamente igual do que material com deformação verdadeira de 1,923 com a mesma espessura final. O material com maior deformação (material B) apresentou um valor médio de 92,31 HV-0,1 contra 91,89 HV-0,1 do material com menor deformação. Quando arredondados, os valores são estatisticamente iguais.

Foram realizados ensaios de microdureza nas latas de bebidas comerciais após a estampagem e após a pintura. Durante a secagem das latas ocorre um aquecimento moderado, o que provoca um aumento considerável de temperatura (cerca de 220°C), ainda que em torno de 6 minutos. Em cada lata foram retiradas duas amostras, uma na região do corpo da lata e uma no fundo da lata conforme Figura 3.4. Conforme mostrado na Figura 4.5 a amostra do corpo da lata houve uma redução de 10,44% na dureza após o recozimento. Já na amostra do fundo da lata esta redução foi de 7,30%.

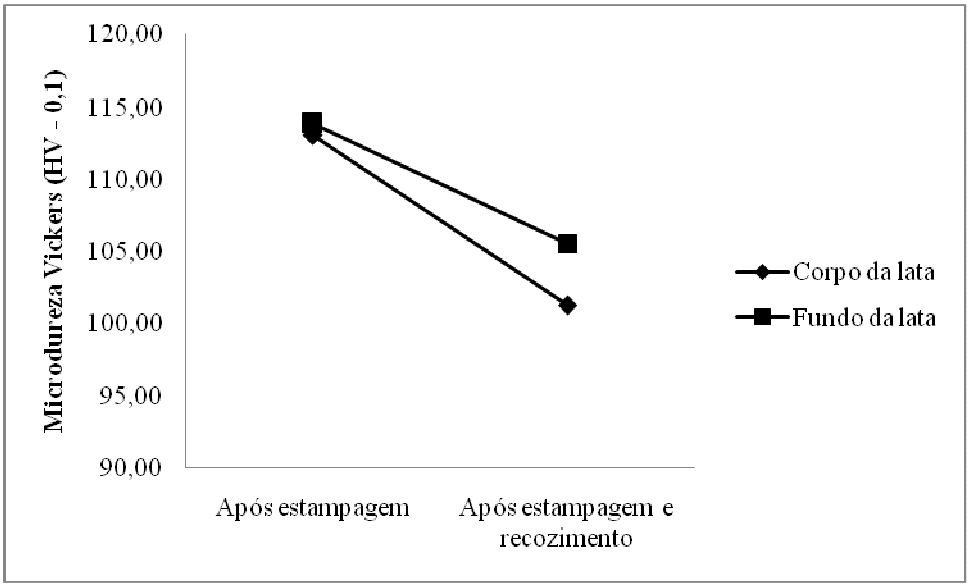


Figura 4.5 – Resultados das medidas de microdureza Vickers das latas de bebidas.

4.2 – Ensaio de tração uniaxial

Foram realizados ensaios nos sentidos 0º, 45º e 90º em relação ao sentido de laminação. As Figuras 4.6 a 4.8 ilustram as propriedades mecânicas do material A, já as Figuras 4.9 a 4.11 ilustram as propriedades mecânicas do material B. Com o aumento da redução a frio no material os limites de escoamento e resistência aumentam. Os valores de limite de resistência e escoamento atendem as especificações da *Aluminum Association*.

Não foram observadas diferenças nas propriedades mecânicas nas amostras após a laminação a quente dos materiais A e B provenientes da laminação a quente. Neste caso, também, não foi observada nenhuma variação apreciável nas propriedades nas diferentes posições.

Já nas amostras laminadas a frio, foi observado que no material B os valores médios de limites de escoamento e de resistência foram ligeiramente maiores do que no material A. O material com maior deformação a frio apresentou um valor médio de σ_e = 279 MPa e um valor médio de σ_t = 309 MPa. Já o material com menor deformação a frio apresentou valores médios de σ_e = 276 e σ_t = 302 MPa. Nestas amostras foi verificado uma variação na ordem de 14 MPa entre as diferentes posições, sendo que as direções de 90º do sentido de laminação apresentaram os maiores valores de limites de escoamento e resistência e as direções de 0º em relação do sentido de laminação apresentaram os menores valores. Esta diferença de valores é causada pela deformação dos grãos no sentido de laminação.

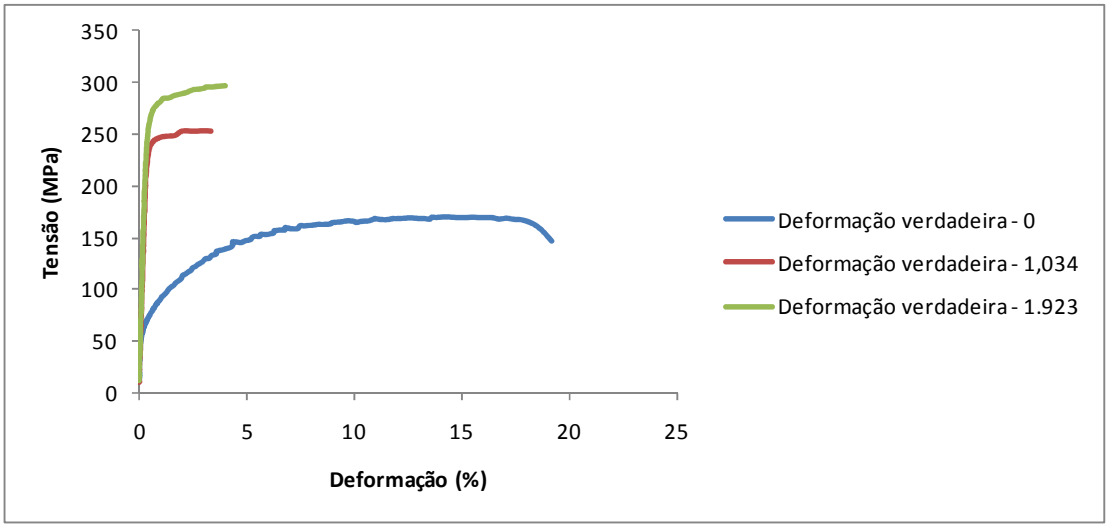


Figura 4.6 - Propriedades mecânicas da material A a 0º do sentido de laminação.

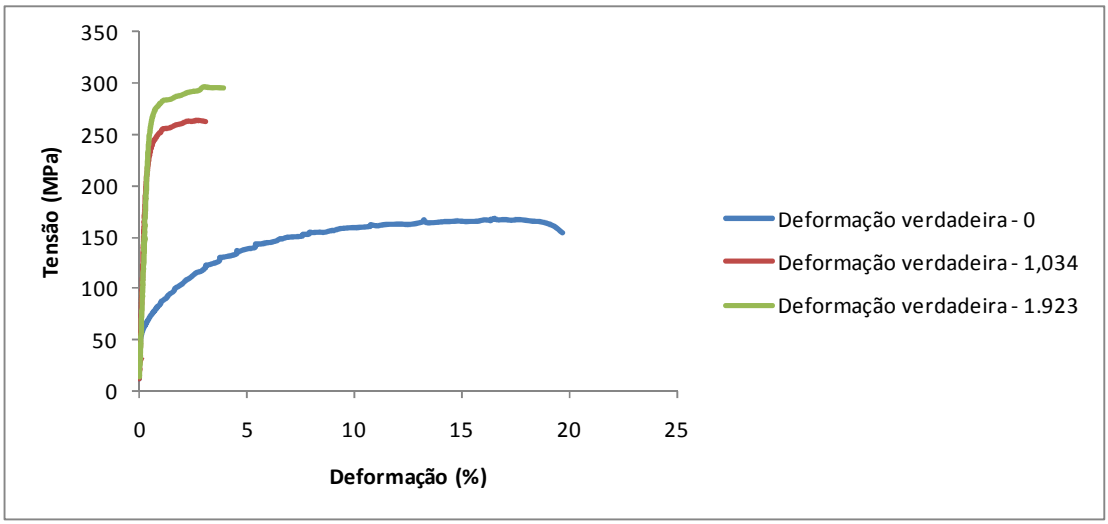


Figura 4.7 - Propriedades mecânicas da material A a 45º do sentido de laminação.

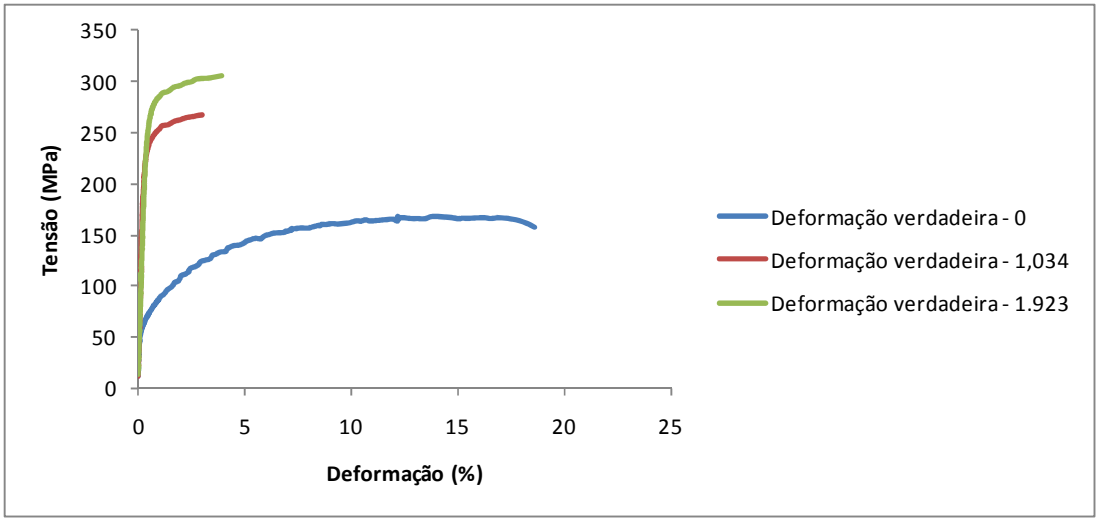


Figura 4.8 - Propriedades mecânicas da material A a 90º do sentido de laminação.

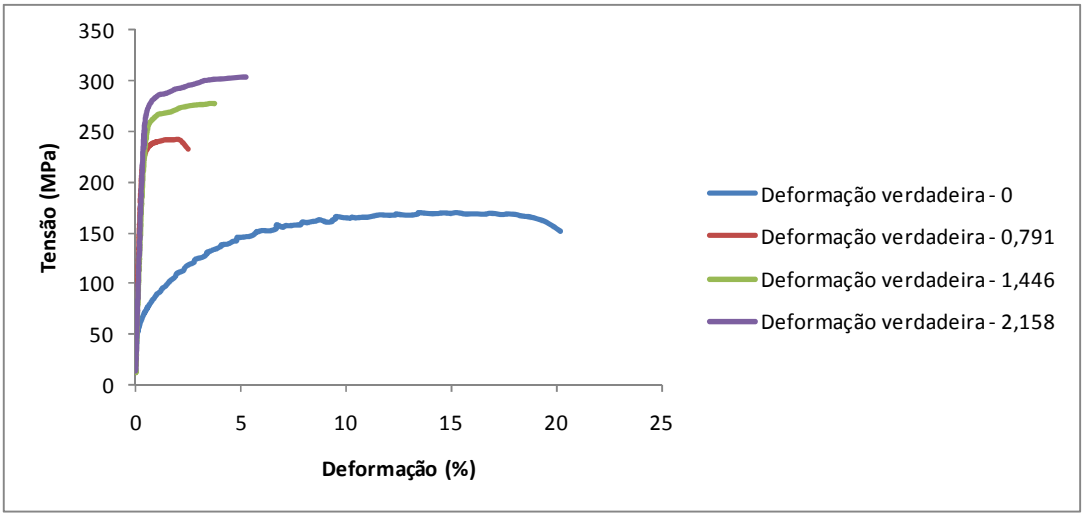


Figura 4.9 - Propriedades mecânicas da material B a 0º do sentido de laminação.

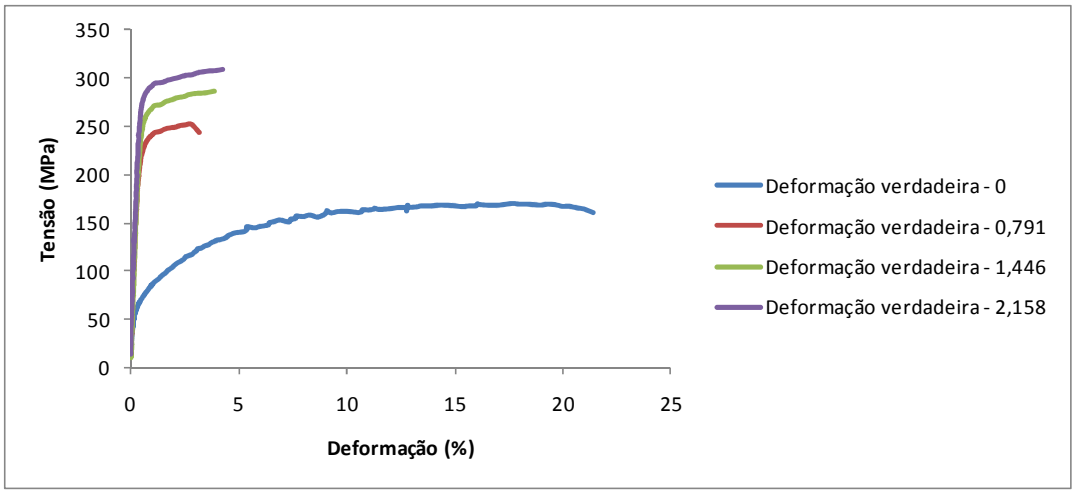


Figura 4.10 - Propriedades mecânicas da material B a 45º do sentido de laminação.

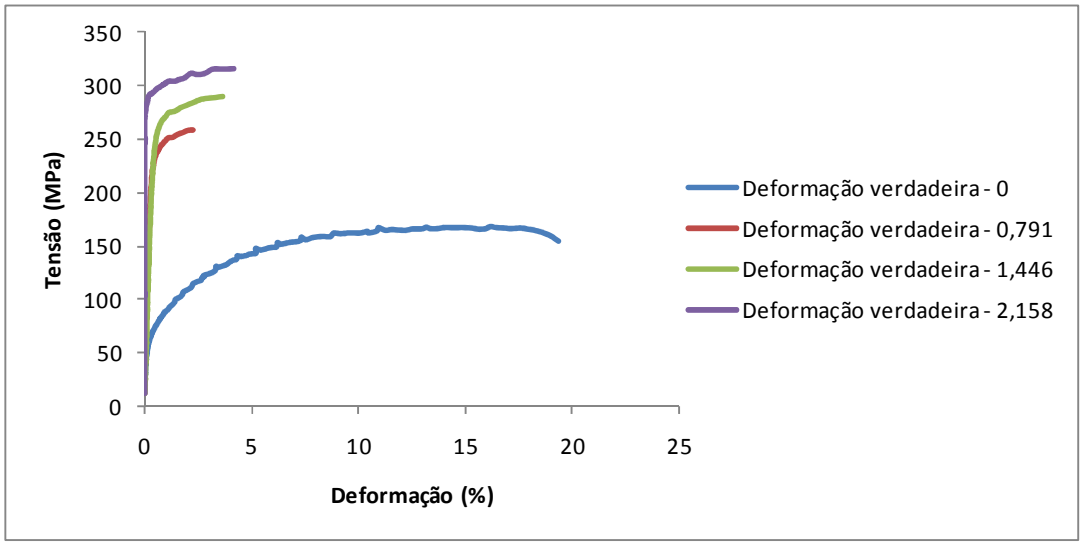


Figura 4.11 - Propriedades mecânicas da material B a 90º do sentido de laminação.

4.3 – Microestrutura

O tamanho e a forma dos precipitados e dos dispersóides formados durante a homogeneização influenciam o comportamento do material na laminação a frio, na cinética de recristalização e na formação da textura após a laminação a quente. Durante a laminação a quente as partículas se fragmentam e tendem a ficar alinhadas com a direção de laminação. A morfologia e a distribuição dos constituintes α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ e $Al_6(Mn,Fe)$ afetam a textura cubo durante a recristalização após a laminação a quente devido a nucleação estimulada por partículas. A nucleação estimulada por partículas tende a produzir núcleos com orientação aleatória, enfraquecendo a textura cubo e afetando o orelhamento durante a estampagem profunda (KAMAT, 1996).

Nas Figuras. 4.12 e 4.13 são mostradas a evolução microestrutural dos materiais A e B, respectivamente. As imagens do lado esquerdo foram obtidas com o auxilio do microscópio eletrônico de varredura (MEV), e as imagens do lado direito foram obtidas com o auxilio do microscópio ótico (MO). Nas Figuras 4.12(a) e 4.13(a) observa-se uma microestrutura recristalizada com partículas distribuídas na matriz. Já nas Figuras 4.12(c), 4.13(c) e 4.13(d) observa-se uma microestrutura formada por grãos encruados.

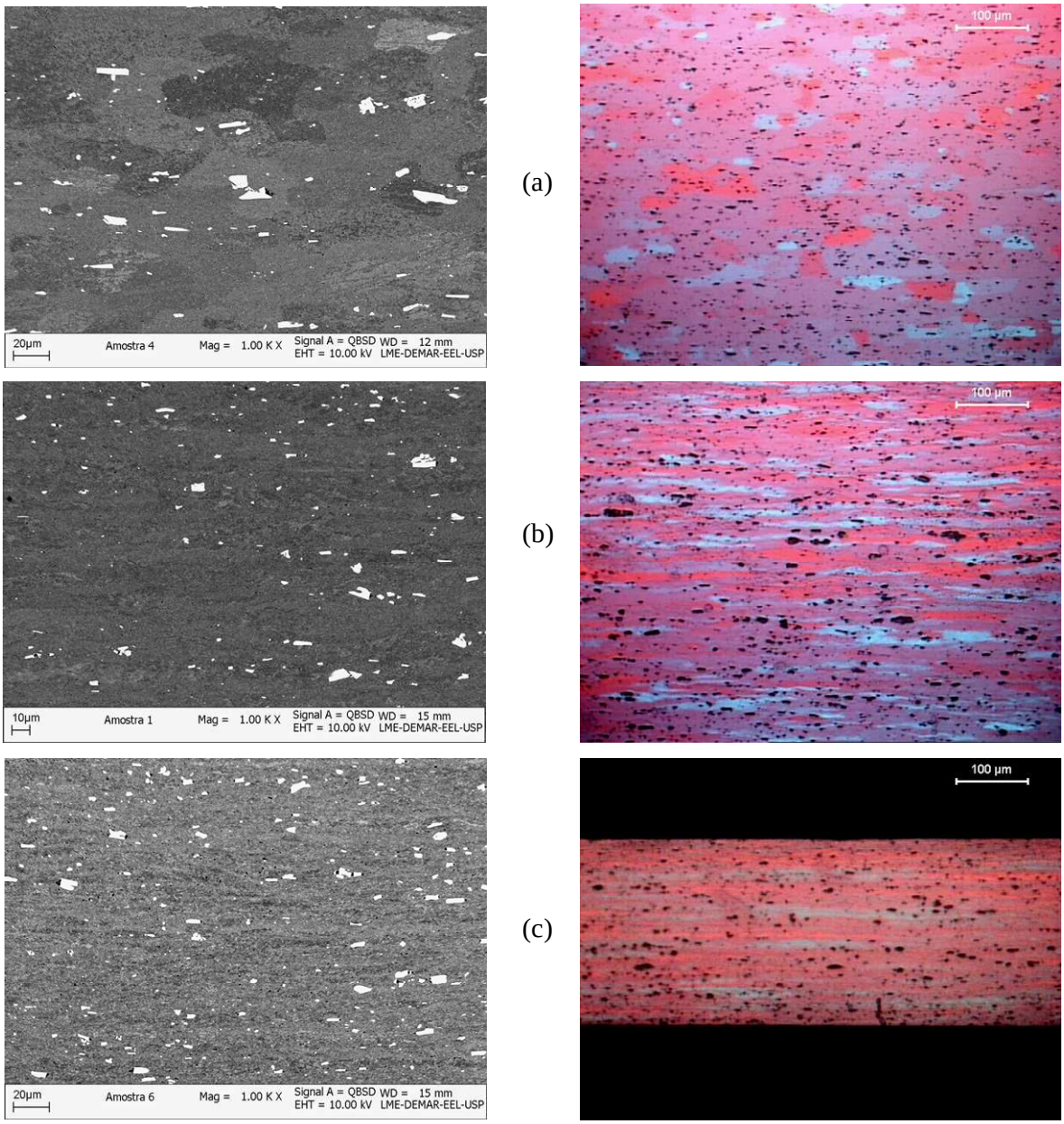


Figura 4.12 - Evolução microestrutural do material A. Material com espessura de 1,80 mm (a), 0,64 mm (b) e 0,26 mm (c). As imagens do lado esquerdo foram obtidas via MEV (BSE) e as imagens da direita obtidas via MO.

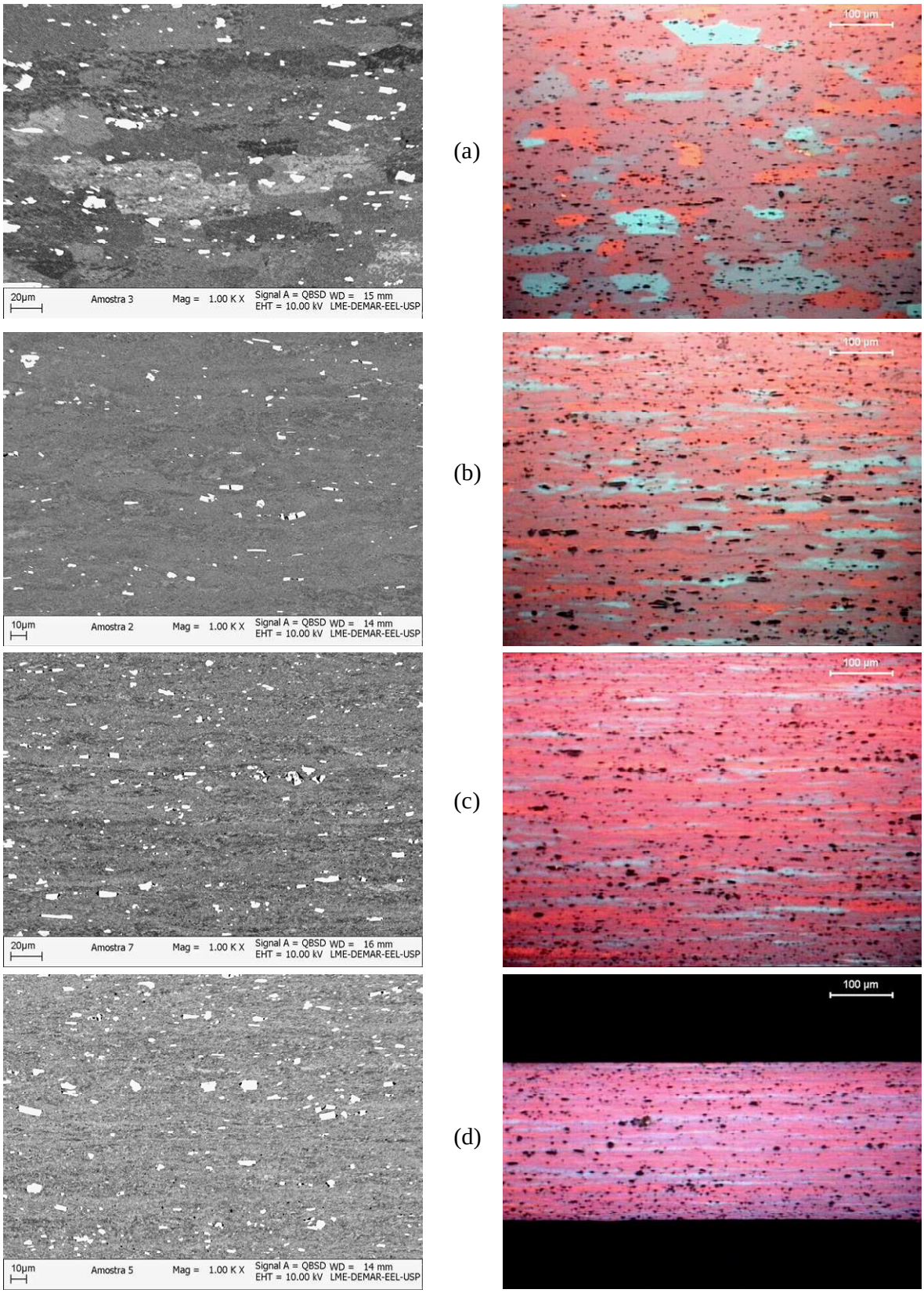
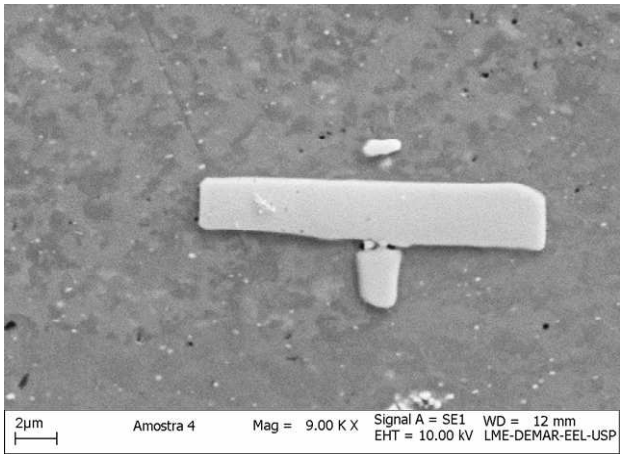


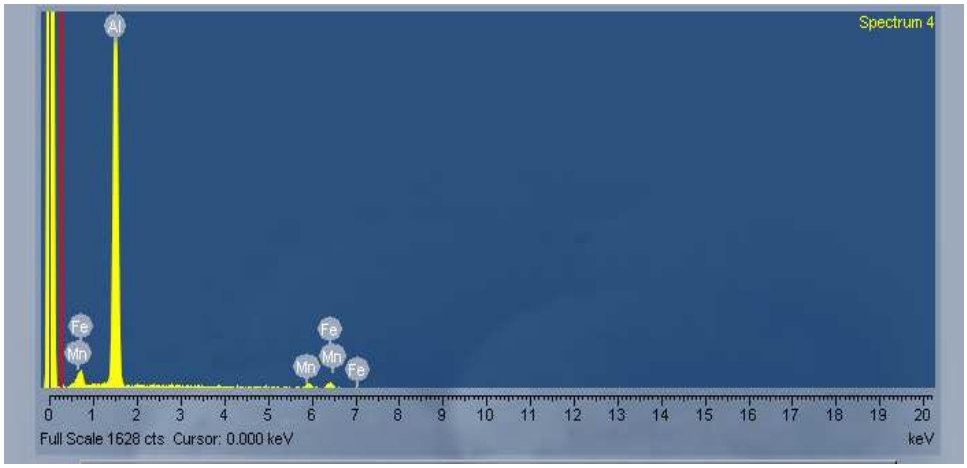
Figura 4.13 - Evolução microestrutural do material B. Material com espessura de 2,25 mm (a), 1,02 mm (b), 0,53 mm (c) e 0,26 mm (d). As imagens do lado esquerdo foram obtidas via MEV (BSE) e as imagens da direita obtidas via MO.

Nas imagens obtidas com elétrons retroespalhados observam-se diferenças morfológicas dos precipitados, sendo que alguns possuem extremidades arredondadas e outras facetadas. A Figura 4.14 mostra uma imagem de elétrons secundários do precipitado com extremidade facetada. Nesta mesma imagem é apresentado o resultado da caracterização realizada com EDS neste precipitado. A composição química encontrada sugere que este constituinte seja $Al_6(Mn,Fe)$, comumente reportado na literatura. Já a Figura 4.15 mostra a imagem de elétrons retroespalhados do precipitado com extremidade arredondada. As análises de EDS realizadas nesta partícula sugerem que este precipitado seja do tipo α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$, também reportado na literatura.

A Figura 4.16 mostra uma imagem de elétrons secundários com os dois tipos de precipitados encontrados na liga AA3104 - $Al_6(Mn,Fe)$ e α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$. Conforme já mencionado, o precipitado com forma alongada é o $Al_6(Mn,Fe)$ e precipitado com estrutura arredondada é o α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$.

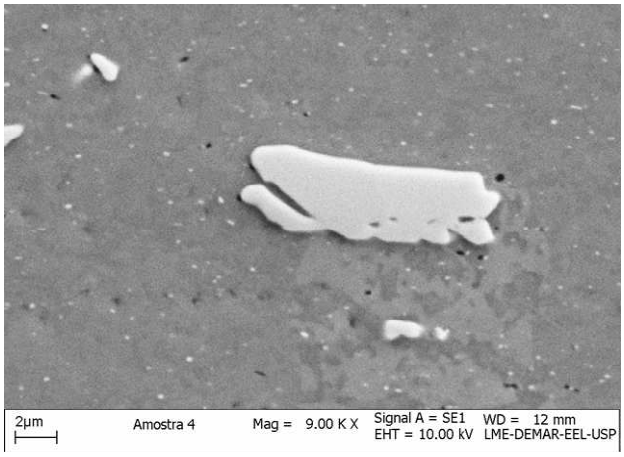


(a)

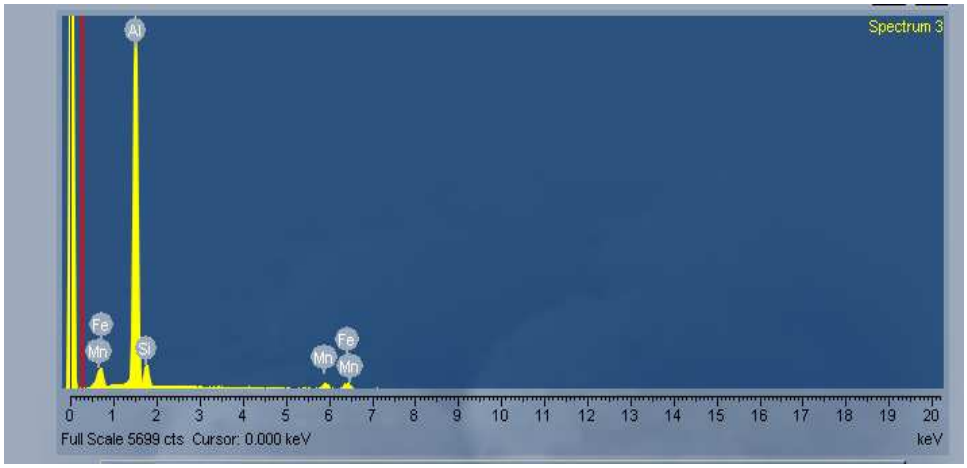


(b)

Figura 4.14 – Precipitado do tipo $Al_6(Mn,Fe)$: (a) Imagem obtida via elétrons secundários e (b) caracterização realizada com EDS.



(a)



(b)

Figura 4.15 – Precipitado do tipo α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$: (a) Imagem obtida via elétrons secundários e (b) caracterização realizada com EDS.

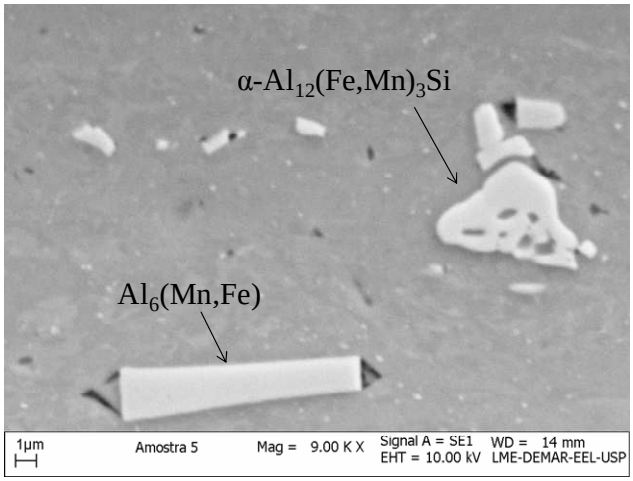
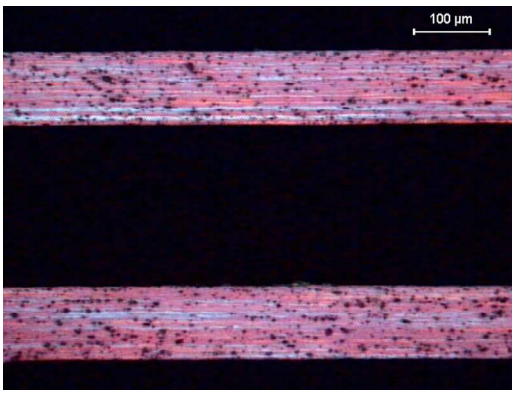


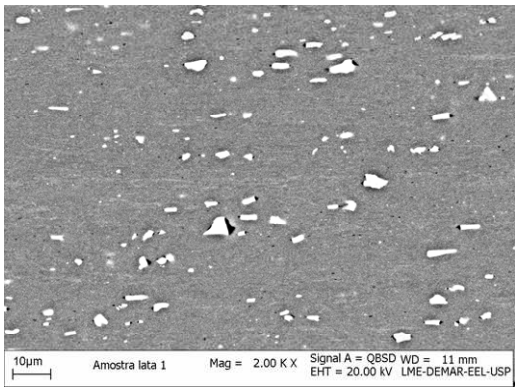
Figura 4.16 – Precipitados dos tipos $Al_6(Mn,Fe)$ e α-$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ na liga AA3104.

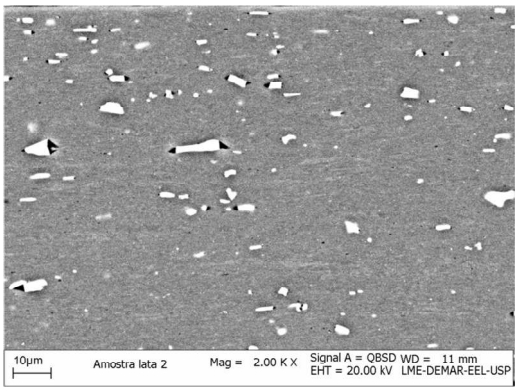
A Figura 4.17 mostra as microestruturas obtidas com o MO e o MEV na região do corpo da lata comercial de bebidas. As amostras para esta caracterização foram retiradas da região 1 da Figura 3.4. Já a Figura 4.18 mostra as microestruturas obtidas com o MO e o MEV na região do fundo da lata. Foram retiradas da região 2 da Figura 3.4 as amostras para esta caracterização.

Nas Figuras 4.17 e 4.18 não foi possível observar diferenças microestruturais nas latas após a estampagem nas regiões do corpo e do fundo da lata antes e após o recozimento. Os grãos continuam alongados e não há sinais de recristalização, pelo menos ao nível de resolução permitido pelo microscópio ótico. Pode-se concluir que houve somente uma recuperação nas amostras após o recozimento já que a microdureza Vickers nestas amostras é menor, conforme já mencionado no item 4.1.



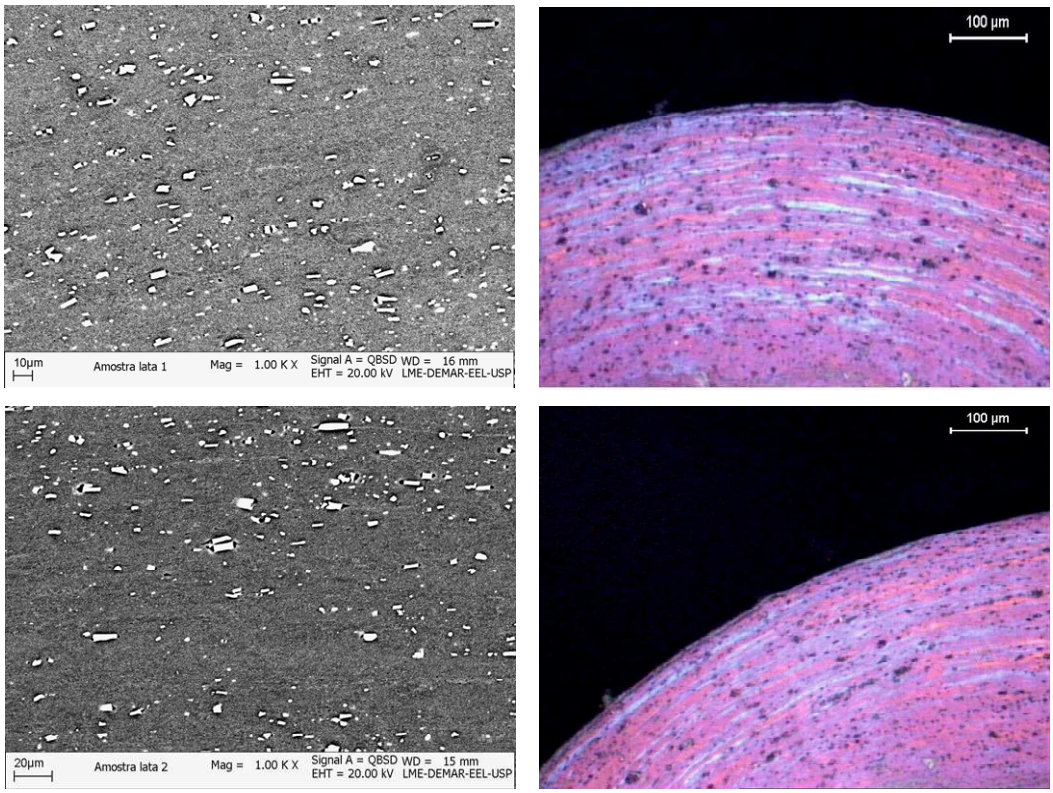
(a)





(b)

Figura 4.17 – Microestrutura da região do corpo da lata. (a) Imagem obtida via MO – perfil superior lata após estampagem e perfil inferior lata após estampagem e recozimento. (b) Imagens obtidas via MEV – imagem do corpo da lata após a estampagem na figura da esquerda e imagem do corpo da lata após estampagem e recozimento na figura da direita.



(a)

(b)

Figura 4.18 – Microestrutura da região do fundo da lata. (a) Imagem do fundo da lata após a estampagem – figura da esquerda obtida via MEV e figura da direita obtida via MO; (b) Imagem do fundo da lata após a estampagem e recozimento – figuras à esquerda obtidas por MEV e figuras à direita obtidas via MO.

4.4 – Ensaio de embutimento

As Figuras 4.19 e 4.20 mostram a evolução do orelhamento dos materiais A e B respectivamente. A marcação que aparece nas figuras representa a direção de 0º do sentido de laminação. As Figuras 4.19(a) e 4.20(a) apresentam quatro orelhas pronunciadas igualmente distribuídas nas direções de 0º, 90º, 180º e 270º do sentido de laminação. Estas orelhas são características de materiais com forte textura cubo proveniente da laminação a quente. As amostras 4.19(b) e 4.20(b) continuam apresentando quatro orelhas, porém as mais pronunciadas são as localizadas nas direções de 0º e 180º. Neste caso foram inseridas texturas tipo cobre e latão provenientes da laminação a frio que começaram a balancear com a textura cubo. A amostra ilustrada na Figura 4.20 (c) é a única onde foi observada a presença de oito orelhas. Já nas Figuras. 4.19(c) e 4.20(d) praticamente não se observam orelhas, mostrando que existe um balanço adequado entre as texturas de deformação e recristalização.

(a) (b) (c)

Figura 4.19 - Corpos-de-prova do material A ensaiados mostrando a presença de orelhas em relação à direção de laminação: (a) corpo-de-prova na condição "recristalizada" com 1,80 mm de espessura; (b) corpo-de-prova parcialmente encruado com ε = 1,034; (c) corpo-de-prova encruado com ε = 1,923.

(a) (b) (c) (d)

Figura 4.20 - Corpos-de-prova do material B ensaiados mostrando a presença de orelhas em relação a direção de laminação: (a) corpo-de-prova na condição "recristalizada" com 2,25 mm de espessura; (b) corpo-de-prova parcialmente encruado com ε = 0,791; (c) corpo-de-prova encruado com ε = 1,446; (d) corpo-de-prova encruado com ε = 2,158.

As Figuras 4.21 e 4.22 representam a evolução do orelhamento nos corpos-de-prova mostrados nas Figuras 4.19 e 4.20. O eixo (y) representa a altura do copo enquanto que o eixo (x) indica a orientação em relação à direção de laminação. Observa-se claramente que com o aumento da redução a frio do material as orelhas localizadas a 0/90º da direção de laminação, provenientes da textura cubo são reduzidas devido à formação de texturas de deformação que se localizam a ±45º do sentido de laminação. A Equação 4.1 abaixo calcula o valor do orelhamento a partir dos picos e vales formados nas amostras estampadas.

$$\%E = \frac{(h_p - h_v)}{\frac{1}{2} \times (h_p + h_v)} \times 100 \qquad \text{(Equação 4.1)}$$

onde $\%E$ é o orelhamento; h_p é a altura do pico e h_v a altura do vale. A Tabela 4.1 mostra os valores calculados do orelhamento nas amostras.

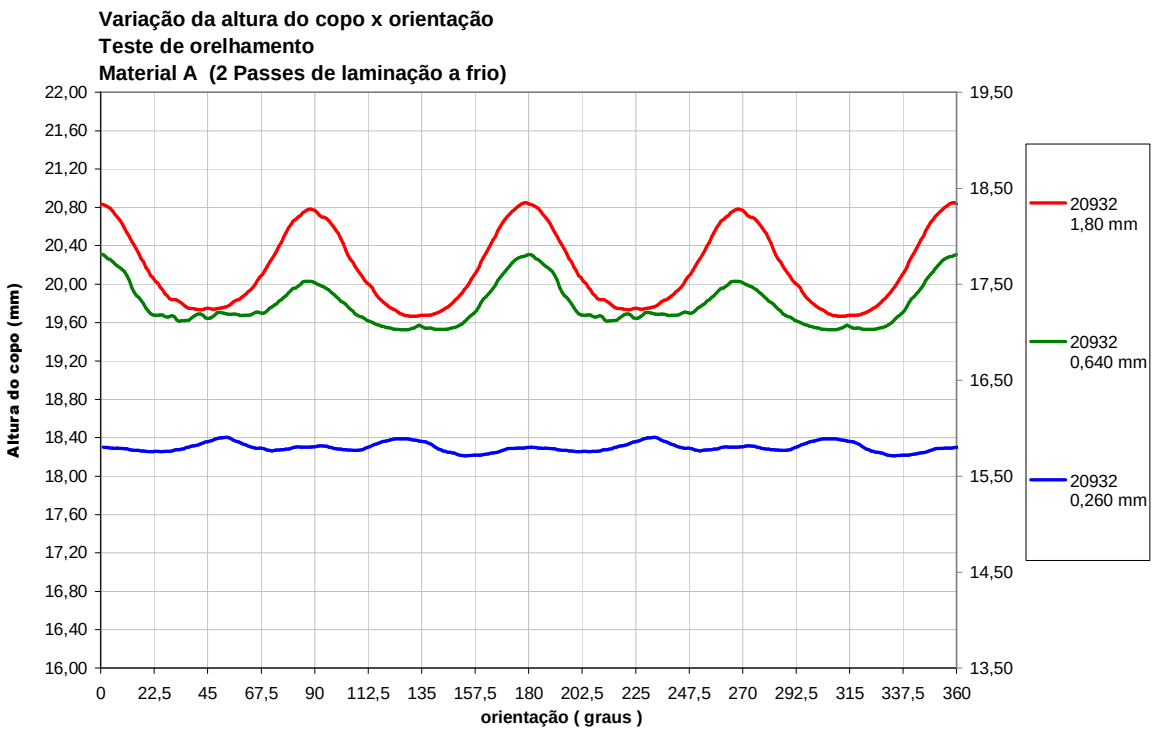


Figura 4.21 - Teste de orelhamento do material A.

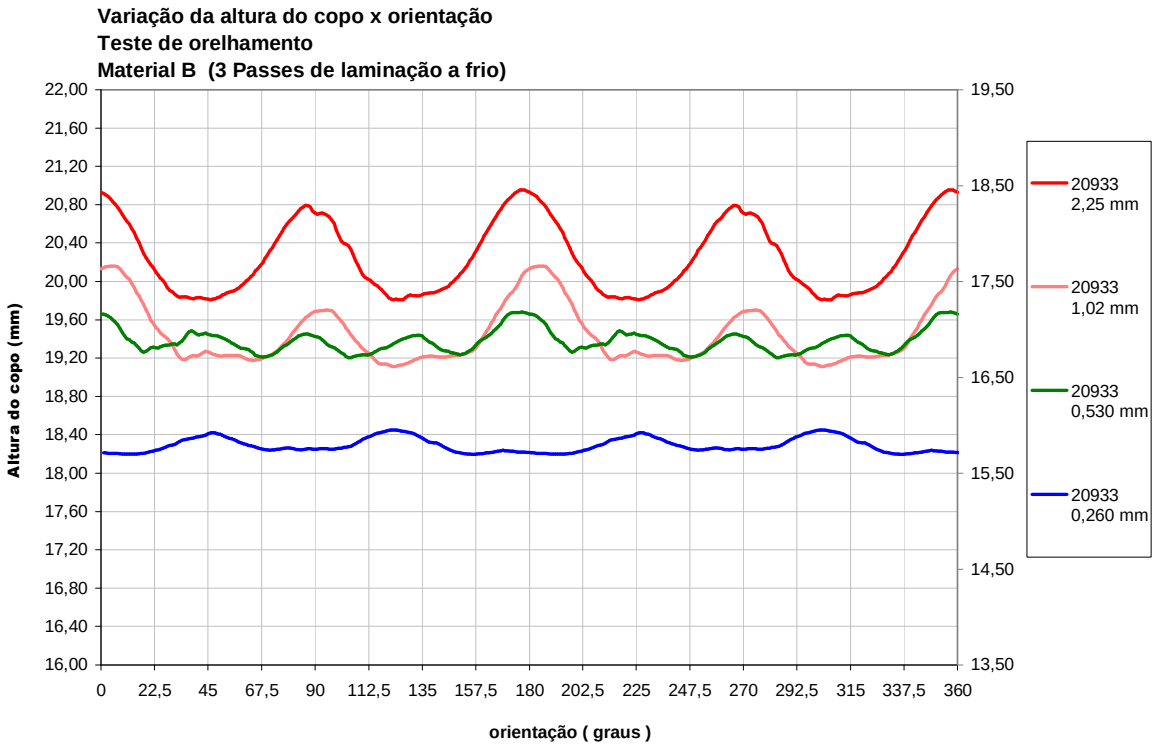


Figura 4.22 - Teste de orelhamento do material B.

Tabela 4.1 - Valores calculados do orelhamento em função da deformação verdadeira dos materiais A e B.

Material A

Deformação verdadeira	Espessura da amostra (mm)	Orelhamento (%)
0	1,80	5,87
1,034	0,64	3,97
1,923	0,26	1,23

Material B

Deformação verdadeira	Espessura da amostra (mm)	Orelhamento (%)
0	2,25	5,65
0,791	1,02	5,39
1,446	0,53	2,46
2,158	0,26	1,61

Observa-se que na espessura final de 0,26 mm a amostra B apresentou um valor de orelhamento ligeiramente superior ao encontrado na amostra A, já que neste caso as componentes de texturas de deformação estão mais pronunciadas.

Na Tabela 4.2 são mostradas as espessuras na extremidade superior dos corpos-de-prova dos materiais A e B em relação à direção de laminação. Nota-se que nas regiões onde os picos se localizam a espessura é menor já que nestas regiões houve um maior escoamento de material gerando uma diminuição na espessura.

A variação de espessura ao longo da altura dos corpos-de-prova do ensaio de embutimento dos materiais A e B é mostrada na Tabela 4.3. Na condição recristalizada foram feitas as medições nas direções 0° e 45° em relação à direção de laminação. O corpo-de-prova do material A possui uma altura de 19,84 mm e o corpo-de-prova do material B possui uma altura de 19,90 mm. Ambas as medidas se referem à altura do vale dos corpos-de-prova. Observa-se nestes casos que a partir da altura de 10,50 mm as espessuras na direção a 45° do sentido de laminação é maior que direção a 0° do sentido de laminação. Este fato ocorre já que na direção de 45°, direção que forma o vale do corpo-de-prova, ocorre um acúmulo de material e na direção a 0°, direção que forma o pico, ocorre um estiramento. A região do fundo destes copos após o embutimento mantém a mesma espessura da chapa antes da conformação, já que nesta região não houve deformação. Na mesma tabela é mostrada a variação de espessura dos corpos-de-prova dos materiais A e B após a laminação a frio. A altura do copo após o embutimento dos dois materiais é de

16,40 mm. Observa-se que a espessura medida numa dada posição para os dois materiais são praticamente iguais, independente da orientação em relação a direção de laminação. Conclui-se neste caso que estas amostras dos materiais A e B praticamente não apresentam orelhamento.

Tabela 4.2 - Espessura da extremidade superior dos corpos-de-prova dos materiais A e B em relação à direção de laminação (em mm).

Material A

Deformação verdadeira	**Direção**				
	0°	**45°**	**90°**	**135°**	**180°**
0	2,09	2,22	2,10	2,23	2,10
1,034	0,79	0,85	0,85	0,86	0,80
1,923	0,29	0,30	0,30	0,29	0,30

Material B

Deformação verdadeira	**Direção**				
	0°	**45°**	**90°**	**135°**	**180°**
0	2,43	2,55	2,45	2,55	2,44
0,791	1,09	1,17	1,18	1,17	1,10
1,446	0,42	0,44	0,45	0,45	0,42
2,158	0,29	0,29	0,30	0,30	0,29

Tabela 4.3 - Variação da espessura ao longo da altura dos corpos-de-prova após o ensaio de embutimento.

Condição Recristalizada

Posição	**Material A**		**Material B**	
	0°	45°	0°	45°
Topo	2,094	2,223	2,434	2,456
17,50 mm	2,035	2,100	2,250	2,340
13,50 mm	1,953	2,007	2,095	2,133
10,50 mm	1,682	1,681	2,209	2,213
Fundo	1,802		2,254	

Condição Encruada

Posição	**Material A**		**Material B**	
	0°	45°	0°	45°
Topo	0,294	0,298	0,293	0,293
14,50 mm	0,279	0,277	0,281	0,278
13,50 mm	0,265	0,266	0,263	0,263
12,50 mm	0,247	0,243	0,244	0,245
Fundo	0,261		0,260	

4.5 – Anisotropia

Neste item são discutidos os resultados dos coeficientes de encruamento *n* da equação de Hollomon e o coeficiente R de Lankford encontrados nesta investigação. A anisotropia é estimada por meio do valor R de Lankford, que é a razão entre a deformação no sentido da largura e a deformação no sentido da espessura de um corpo-de-prova num ensaio de tração convencional. A anisotropia pode ser dos tipos planar ou normal. A primeira ocorre no plano da chapa e a segunda ocorre na direção da espessura da chapa (GONÇALVES, 1971).

O coeficiente de anisotropia normal $\bar{R}$ indica uma resistência à deformação diferente na direção da espessura se comparada com a resistência à deformação no plano da chapa. Um alto valor de $\bar{R}$ é indicativo de que, depois de estirado, o material reduz consideravelmente na largura, enquanto sua espessura não diminui tanto. Isso indica que ele tem grande resistência ao afinamento; consequentemente, é adequado para suportar esforços biaxiais de tração e, evidentemente, exige menor esforço na estampagem profunda (ALMEIDA, 1987).

O coeficiente de anisotropia planar (ΔR) indica a diferença de comportamento mecânico que o material pode apresentar no plano da chapa, isto é, as propriedades mecânicas variam conforme a direção em que se faz o ensaio. Além disso, indica a tendência ao orelhamento. Um valor de ΔR positivo indica a formação de orelhas a 0° e 90° com a direção de laminação, enquanto um ΔR negativo leva a formação de orelhas a 45° em relação à direção de laminação (JONAS, 1994).

Foi determinado o índice de anisotropia R (R de Lankford) nos materiais A e B com espessura de 0,26 mm. Os resultados destes valores para os materiais A e B na condição encruada estão apresentados na Tabela 4.2. Os valores de $\bar{R}$ nestes dois materiais estão bem próximos, porém existe uma diferença significativa nos valores encontrados de ΔR. Era esperado que o material A apresentasse um menor valor de ΔR, porém após o cálculo observou que o material B que apresentou este menor valor.

Os valores de $\bar{R}$ e ΔR encontrado no material B estão de acordo com a literatura. Mao e colaboradores reportaram valores de $\bar{R}$ de 0,87; 1,02 e 0,83 para três materiais de diferentes produtores da liga 3104 na condição H19. Já os valores de ΔR encontrados neste mesmo trabalho foram de -0,18; -0,26 e -0,02 (MAO et. al., 2006). Os valores encontrados na literatura de R na direção de 45º estão entre 0,86 e 1,15 (MAO et. al., 2006). Provavelmente no material A, o número de amostras analisados na direção 45º foi baixo, ocasionando o equívoco.

A diminuição dos valores do coeficiente de encruamento *n* com o grau de deformação está de acordo com Keeler, 1968. Esperava-se que n diminuísse com o aumento do grau de laminação a frio, o que se comprovou. Isto porque a laminação a frio aumenta a quantidade de discordâncias, que, por sua vez, diminui a ductilidade do material e, consequentemente o valor de *n*. A partir da Tabela 4.5 observa-se que os valores do *n* dos materiais A e B no estado recristalizado são praticamente iguais. Após a laminação a frio dos dois materiais para 0,26 mm observa-se que o material A apresentou um valor de *n* levemente superior do que o material B. Esta diferença já era esperada já que o material B sofreu uma maior redução. O valor de *n* encontrado na literatura da liga 3104 condição H19 é de 0,11, superior ao valor encontrado neste trabalho (FERRI, 2005).

Tabela 4.4 - Resultados dos valores do coeficiente R de Lankford dos materiais A e B.

Material	Posição	R	$\bar{R}$	ΔR
	0°	0,55		
A	45°	0,69	0,84	0,30
	90°	1,42		
	0°	0,52		
B	45°	0,89	0,89	-0,01
	90°	1,24		

Tabela 4.5 - Resultados dos valores do coeficiente de encruamento *n*.

Material	Posição	Estado Inicial (recristalizado)	Estado Final (encruado)
	0°	0,30	0,07
A	45°	0,30	0,07
	90°	0,31	0,05
	0°	0,31	0,05
B	45°	0,30	0,06
	90°	0,30	0,05

4.6 – Textura cristalográfica – Função Distribuição de Orientações (FDO)

Neste item são apresentadas as FDO (função distribuição de orientação) obtidas nos ensaios de difração de raios X das amostras recristalizadas (laminadas a quente) e encruadas dos materiais A e B.

As Figuras 4.23 e 4.24 apresentam as figuras de FDO das amostras A e B na condição recristalizada. Nas duas imagens fica evidente a presença da componente de recristalização tipo cubo {100}<001> e da componente Goss {011}<100>, porém com intensidades ligeiramente diferentes de uma para a outra. Estes resultados são compatíveis com aqueles disponíveis na literatura, onde o alumínio laminado a quente oriundo de placa vazada pelo processo DC tem textura de recristalização com predominância da componente cubo. Observa-se a textura cubo nas seções de φ_2 = 0º/45º e observa-se a componente Goss na seção φ_2 = 0º.

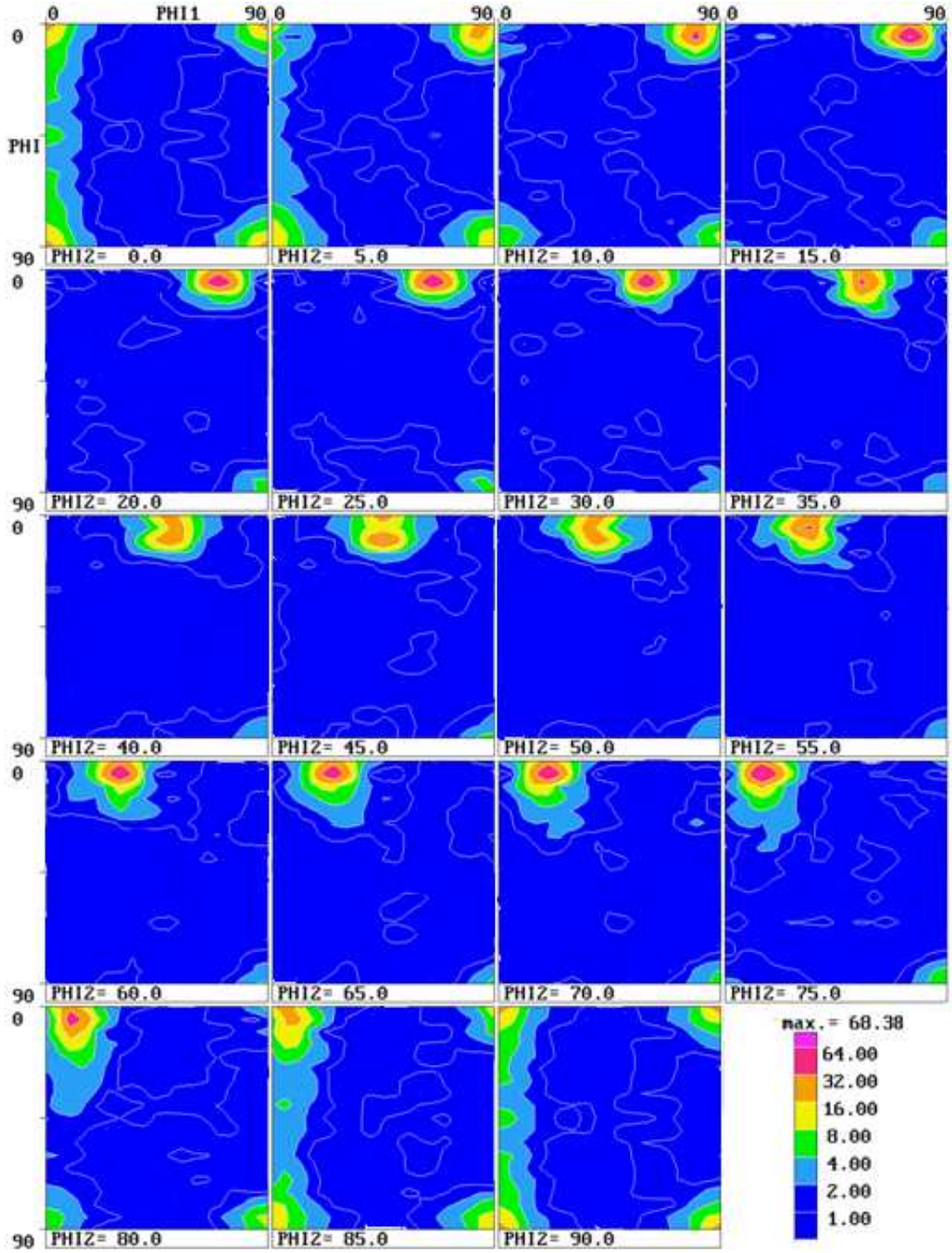


Figura 4.23 - FDO referente ao material A recristalizado (laminado a quente).

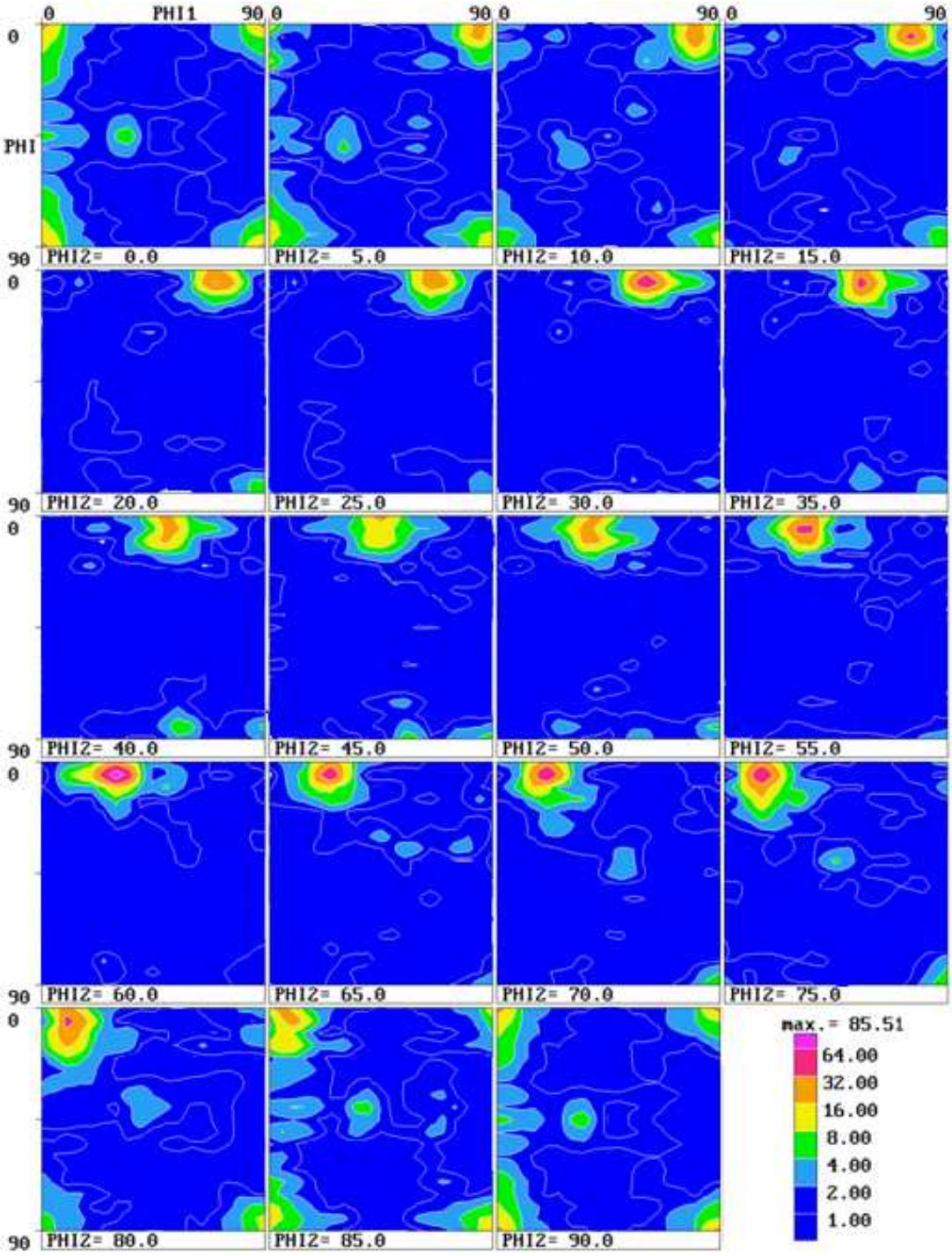


Figura 4.24 - FDO referente ao material B recristalizado (laminado a quente).

As Figuras 4.25 e 4.26 mostram as FDOs das amostras encruadas A e B com espessura final de 260 µm. Nestas figuras são evidentes as componentes de textura de laminação tipo Cobre {112}<111> em φ_2 = 45º, tipo S {123}<634> em φ_2 = 65º e tipo latão {011}<211> nas seções φ_2 = 0º/45º. Estas texturas são compatíveis com aquelas disponíveis na literatura para alumínio laminado a frio.

Nestas duas figuras não se observam grandes diferenças, exceto em termos da intensidade das componentes. O material B, que sofreu uma maior redução, possui a textura de laminação tipo S {123}<634> em φ_2 = 65º mais intensa do que o material A. Já o material A possui as texturas de recristalização tipo cubo {100}<001> em φ_2 = 0º/45º e a textura CG na seção φ_2 = 0º mais pronunciadas.

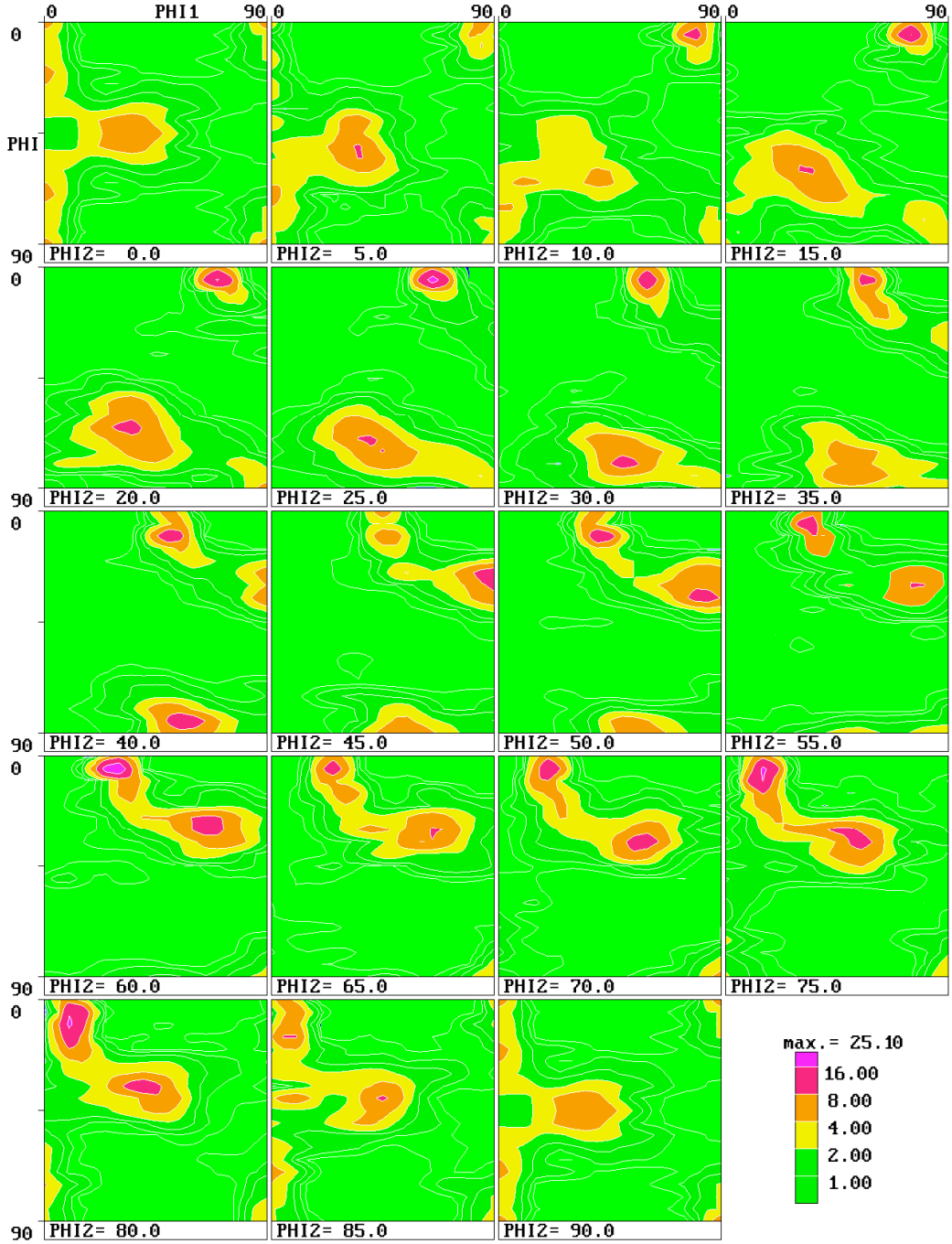


Figura 4.25 - FDO referente ao material A encruado (laminado a frio).

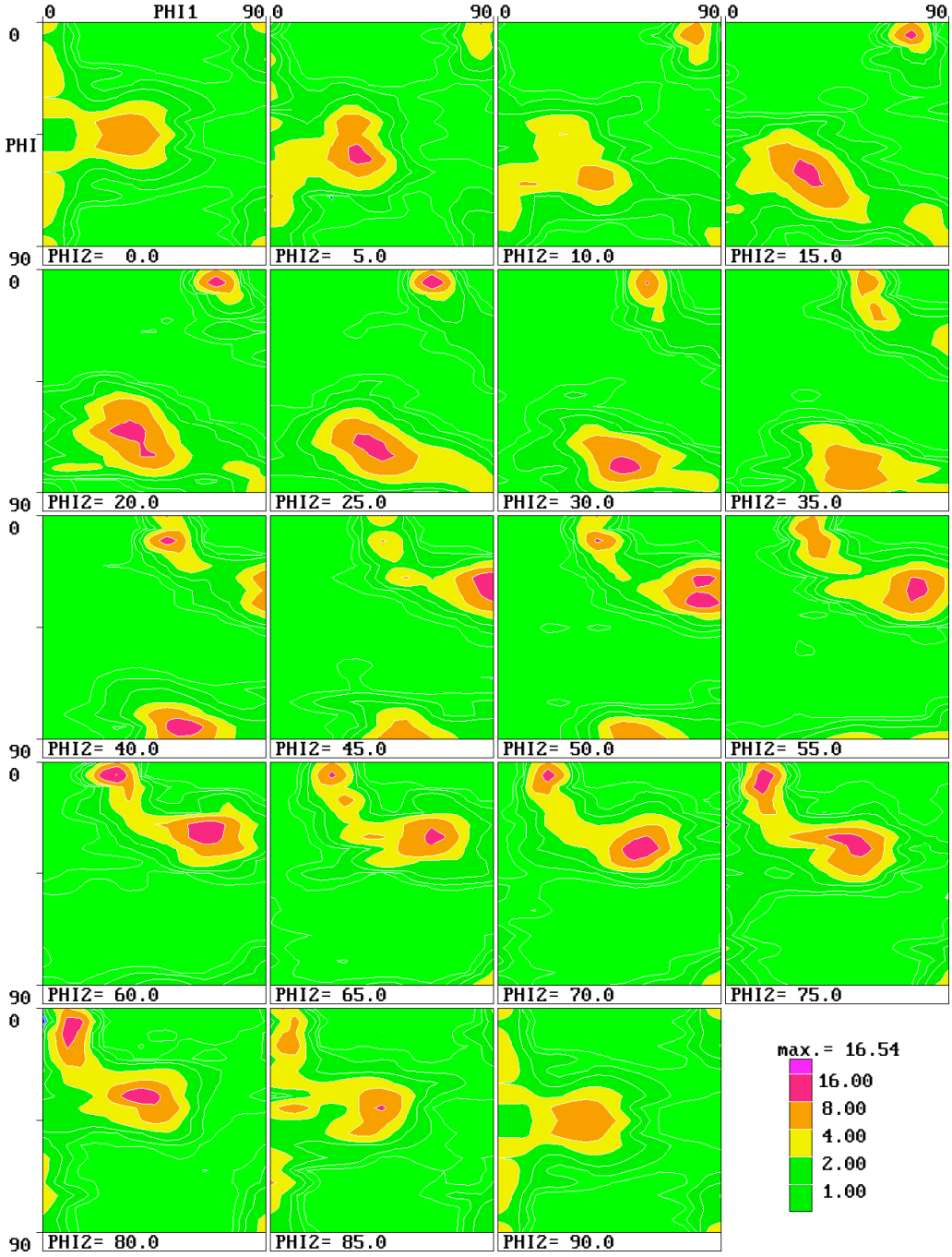


Figura 4.26 - FDO referente ao material B encruado (laminado a frio).

5 – Conclusões

Amostras da liga AA3104 processadas com diferentes seqüências de laminação a frio, A e B, foram caracterizadas do ponto de vista microestrutural e textural com vistas à qualificação do material para produção de latas de bebidas. Os principais resultados obtidos são os seguintes:

- A partir das curvas de microdureza da liga de alumínio AA3104 levantadas observou-se que no material B apresentou valores de microdureza Vickers estatisticamente iguais ao material A.

- As medidas de microdureza Vickers nas latas de bebidas comerciais após a estampagem e após pintura e secagem mostram que houve um discreto amolecimento devido à recuperação estática. Na região do corpo da lata (região mais deformada) houve uma redução na dureza Vickers de 10,44% e no fundo da lata (região menos deformada) esta redução foi de 7,30%.

- Nos ensaios de tração das amostras A e B laminadas a quente não foram observadas variações com a mudança da direção quanto ao sentido de laminação. Já nas amostras que sofreram reduções a frio foi verificado uma variação na ordem de 14 MPa entre as diferentes posições, sendo que os ensaios realizados perpendicularmente à direção de laminação apresentaram os maiores valores de limites de escoamento e de resistência do que as direções de 0º. Os valores do limite de escoamento e de resistência do material B são ligeiramente superiores aos encontrados para o material A.

- A partir dos ensaios de embutimento pode se verificar que para a obtenção de um orelhamento mínimo na espessura final (260 μm) é necessário partir de uma chapa na condição recristalizada para permitir um balanço adequado entre as componentes das texturas de recristalização e de deformação. O orelhamento do material B (1,61%) foi ligeiramente superior ao do material A (1,23%).

- A partir das FDOs referentes aos materiais A e B na condição recristalizada (laminados a quente) ficou evidente a presença das componentes de recristalização tipo cubo

{100}<001> e da componente Goss {011}<100>. Nas amostras laminadas a frio ficaram evidentes as componentes de laminação tipo Cobre {112}<111>, tipo S {123}<634> e tipo latão {011}<211>. Nos dois casos, nota-se ligeira variação nas intensidades de um material para a outro.

- Os valores de *n* da equação de Holloman encontrados nos materiais A e B na condição recristalizada foram praticamente iguais. Após a laminação a frio dos dois materiais para 260 μm observa-se que o material A apresentou um valor de *n* levemente superior do que o material B. Esta diferença já era esperada já que o material B sofreu maior redução a frio. Os valores de $\bar{R}$ nestes dois materiais estão bem próximos, porém existe uma diferença significativa nos valores de ΔR. Houve uma inversão nos resultados. Era esperado que o material A apresentasse um menor valor de ΔR, porém, observou que o material B que apresentou o menor valor. Provavelmente o número de amostras para a determinação de R foi pequeno, impossibilitando uma análise mais adequada.

- A partir de todos os resultados obtidos conclui-se que os materiais A e B são semelhantes e podem ser utilizados para a fabricação de corpos de latas de bebidas. Deve-se ressaltar, porém, que o material A é o mais apropriado, já que este possui duas principais vantagens com relação ao material B: uma menor deformação verdadeira (redução de um passe de laminação a frio) e um melhor balanço entre as texturas de recristalização e deformação resultando em um menor orelhamento após a estampagem profunda.

Referências

ABAL. Associação Brasileira de Alumínio. **A Indústria: História.** Disponível em: <http://www.abal.org.br>. Acesso em: 21 abr. 2011.

ABRALATAS. Associação Brasileira dos Fabricantes de Lata de Alta Reciclabilidade. **Fabricação de latas de bebidas.** Disponível em <http://www.abralatas.com.br>. Acesso em: 10 mar. 2011.

ALMEIDA, L. O. **Influência da redução a frio sobre a estampabilidade de chapas de aço inoxidável ABNT 430 laminadas a frio. 1987**. Tese (Mestrado). Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 1987.

ALUMATTER, 2011. Disponível em: <http://www.aluminium.matter.org.uk>. Acesso em: 15 mai. 2011.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. **Alumínio: do minério ao lingote**. São Paulo: ABAL, 1983. p. 1-9. (Boletim Técnico, 3).

BOLINGBROKE R.K., MARSHALL G.J., RICKS R.A., Microstructural development during preheating of AA3004. In: INTERNATION CONFERENCE ON ALUMINUM ALLOYS, 3., 1992, Trondeim, Norway. **Proceeding...** p. 285-290.

BUNGE H. J. **Texture analysis in materials science mathematical methods**. London: Butterworths, 1982.

COMPANHIA BRASILEIRA DE ALUMÍNIO, Curso de laminação. Alumínio, 1999. 73p.

DE CARVALHO, W. **Influência do teor de chumbo no processamento a quente da liga de alumínio AA3104**. 2000. 71f. Tese (Mestrado) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2000.

DOHERTY, R.D. **In recrystallization of metallic materials.** Stuttgart: Riederer Verlag, 1978. p. 23-61.

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.; ROLLETT A.D. Current issues in recrystallization: a review. **Materials Science and Enginnering,** v. 238A, p.219-274, 1997.

ENGLER, O. Nucleation and growth during recrystallization of aluminium alloys investigated by local texture analysis**. Materials Science and Technology**, v.12, p. 859-872, 1996.

ENGLER, O.; CRUMBACH, M.; LI, S. Alloy-dependent rolling texture simulation of aluminium alloys with a grain-interaction model. **Acta Materialia,** v.53, p. 2241–2257, 2005.

ENGLER, O.; HIRSCH, J. Polycrystal-plasticity simulation of six and eight ears in deep-drawn aluminum cups. **Materials Science and Engineering,** v. A 452–453, p. 640–651, 2007

ENGLER, O.; LOCHTE, L.; HIRSCH, J .Through-process simulation of texture and properties during the thermomechanical processing of aluminium sheets**. Acta Materialia**, v. 55, p. 5449–5463, 2007.

ENGLER, O.; VATNE , H.E.; NES, E. The roles of oriented nucleation and oriented growth on recrystallization textures in commercial purity aluminium. **Materials Science and Engineering**, v. A205, p. 187-198, 1966.

FERRARI, R. B. **Caracterização de liga metálica a base de alumínio – magnésio obtida por método convencional após tratamentos termomecânicos visando estruturas microcristalinas.** 2008. 85f. Tese (Mestrado) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2008.

FERRI, T. V.; CUNHA, P. H. C. P.; FERREIRA, C. R. F.; SPIM JUNIOR, J. Determinação das propriedades mecânicas e características metalográficas das bobinas liga de alumínio AA3104-H19. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 60., 2005, Belo Horizonte, Brasil. **Anais...** Belo Horizonte, 2005. p. 25-28.

FOGAZZI, W., FERREIRA, C. R. F.; SANTOS C. A; DEDAVID, B. A.; SPIM, J. A.; **Análise microestrutural da liga AA3104 H19.** Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2005.

GODEC, M.; JENKO, M. Presentation methods of texture measurements, **Materiali in tehnoloije,**. v. 34, p. 359-364, 2000.

GONÇALVES, L.O.; KLEIN, L. N. Controle de estampagem de chapas finas a frio. In: SIMPÓSIO INTERNO DA USIMINAS, 3., 1971, Ipatinga, Brasil. **Anais...** Ipatinga, 1971.

GREWEN, J.; HUBER, J. Annealing Textures. In: HAESSNER, F. **Recrystallization of metallic materials.** Stuttgard, Riederer Verlag,1978. p. 111-136.

HJELEN, J.; ORSUND, R. On the originof recristallization textures in aluminium**. Acta Metallurgica et Materialia**, v. 39, p. 1377-1404, 1991.

HOSFORD, W.F.; DUNCAN, J.L. The aluminum beverage can. **Scientific American**, v. 271, p. 48-53, 1994.

HOUTTE, P.V.; CAUWENBERG, G.; AERNOUDT, E. Analysis of the earing behaviour of aluminium 3004 alloys by means of a simple model based on yield loci calculated from Orientation Distribution Functions. **Materials Science and Engineering**, v.95, p. 115-124, 1987.

HUMPHREYS, F.J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena.** 2ª ed. Oxford: Pergamon, 2004. 556p.

JENSEN, D.J.; HANSEN, N.; HUMPHREYS, F.J. Texture development during recrystallization of aluminium containing large particles. **Acta Metallurgica**, v. 33, p. 2155-2162, 1985.

JONAS, J.J.; RAY, K.R.; HOOK, R.E. Cold rolling annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. **International Materials Reviews**, v. 39, p. 129-172, 1994

KAMAT R.G., AA3104 Can-body stock ingot: Characterization and homogenization. **Journal of Metals**, v. 48, n. 6, p. 34-38, 1966.

KOLOSOSKI J.; FILHO F. A.; COUTO A. A. **Curso de metalografia do alumínio e suas ligas**. São Paulo: ABAL, 1998. p. 148.

KEELER, S. P. Properties related to forming. Understanding sheet metal formability. **Machinery**, v. 74, n.8, p. 94-103, 1968.

LIU, J.; MORRIS, J. G. Macro-, micro- and mesotexture evolutions of continuous cast and direct chill cast AA 3105 aluminum alloy during cold rolling. **Materials and Engineering**, v. 357, p. 277-296, 2003.

LIU, W.C.; JENSEN, D.J.; MORRIS, J.G. Effect of grain orientation on microstructures during hot deformation of AA3104 aluminium alloy by plane strain compression. **Acta materialia**, v.49, p. 3347–3367, 2001.

MACGEER, J.P. A produção do alumínio. In.: CONGRESSO ANUAL DA ABM – CONFERÊNCIA CIENTÍFICA PROFERIDA, 31., 1976, Belo Horizonte.. **Anais...** p. 137-150.

MAO, W. Recrystallization and grain growth. In HANDBOOK of Aluminum. New York: Taylor & Francis, 2003. v. 1, p. 211-258

MAO, W.; MA, Q; FENG, H.; CHEN, C.; LI, J. On-line determination technology on Lankford parameter of deep drawing aluminum sheets. **Chinese Journal of Nonferrous Metals**, v. 16, p. 1149-1154.

MARSHALL, O. J., MEREDITH, M.W., BOLINGBROKE, R. K. The effect of initial microstruture on the evolution of crystallographic texture in AA3104 during simulation of hot rolling, **Aluminum Alloys for Packaging II**, p. 74, 1996.

MARTINS, J. P. **Evolução da microstrutura 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.** 2005 203f. Tese (Doutorado) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.

MEADOWS, D. H., MEADOWS, D. L., RANDRES, J. **Beyond the Limits.** Chelsea Green Publishing, 1992.

MERCHANT, H.D.; KATTAMIS, T.Z.; SCHART: **Homogenization of aluminum alloys,** Homogenization and Anneaing os Aluminum and Copper Alloys. Warrendale, PA, 1988, p.1-52.

MERCHANT, H.D.; MORRIS, J.G., HODGSON, D.S. Characterization of Intermetallics in Aluminum Alloy 3004. **Materials Characterization**, v. 25 p.339-373, 1990.

NOVELIS CAN FORMING. In: SIMPÓSIO INTERNO DA NOVELIS, 1., 2010, Pindamonhangaba. **Anais...** 2010.

OLIVEIRA, J. C. P. T. **Evolução da microestrura e da textura durante a laminação a frio e a recristalização do alumínio com diferentes níveis de pureza.** 2009. 261p. Tese (Doutorado) – Universidade de São Paulo, São Paulo. 2009.

OTOMAR, H. P. **Estudo comparativo da estampabilidade da liga AA1050 partindo de placas obtidas por vazamento direto e bobinas obtidas por vazamento contínuo.** 2010. 152p. Tese (Mestre) – Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.

PADILHA, A. F. **Materiais de engenharia – microestrutura e propriedades**. 2ª ed. São Paulo, Hemus editora LTDA., 2007. 349p.

PADILHA, A. F.; SICILIANO J. F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura.** São Paulo: ABM, 1995.

PIRES, M. M., **Influência do teor de zinco e do processamento termomecânico nas propriedades mecânicas e na resistência a corrosão da liga de alumínio AA3104**. 2002. 111f. Tese (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá. 2002

REN, B. Evolution of rolling and recrystallization textures in a hot rolled can body stock alloy. In: **ALUMINUM Alloys Packaging II**. California: TMS, 1196. p. 41-48.

SANTOS FILHO, O. C. **Caracterização de propriedades microestruturais e mecânicas de ligas AA 1100 e AA 5052 processadas pela técnica de laminação acumulativa.** 2009. 167f. Tese (Mestrado) – Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

SARTORI, A. **Evolução da textura tipo cubo no recozimento final da liga AA1200 e sua influência na estampagem.** 2003. 128f. Tese (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Química de Lorena, Lorena, 2003.

SIEGERT, K.; WAGNER, S. **Formability characteristics od aluminium sheet.** 1994. Disponível em: <http://www.eaa.net/education/talat/lectures/3701.pdf> acesso em: 25 jul. 2009.

SUN, T., C. The effect of preheating on AA3104 aluminum alloy ingot structure and particulate composition. **Aluminum Alloys for Packaging**. p. 173-182, 1993.

THE ALUMINUM ASSOCIATION. **Aluminum Standart and Data,** 1990. p. 15.

THE ALUMINUM ASSOCIATION. **International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys,** 2009. 37 p.

VATNE, H.E; FURU T.; ORSUND R.; NES E. Source, Modelling recrystallization after hot deformation of aluminium**. Acta materialia**, v. 44, p. 4463-4473, 1996.

VERLINDEN, B.; DRIVER, J.; SAMAJDA I.; DOHERTY R. D. **Thermo-mechanical processing of metallic materials**. London: Elsevier, 2207. v. 11, cap. 14, p. 365-404.

WEILAND, H.; ROUNS, T.N.; LIU, J. Z. The role of particle stimulated nucleation during recrystallization of an aluminum-manganese alloy. **Metallkunde**, v.85, p. 592-597, 1994.

WESTERMAN E.J., Silicon: a vital alloying element in aluminum beverage can body **stock. In: Aluminum Alloys for Packaging**, California: TMS, 1993. p. 1-16.

YU, T.M.; BROOKS, C.R.; GOODRICH, S**.** The effect of cold working and annealing practice on earing in 3104 Al alloy sheet. **Materials Characterization**, v. 30, p. 251-259, 1993.