HEBER PIRES OTOMAR

ESTUDO COMPARATIVO DA ESTAMPABILIDADE DA LIGA DE ALUMÍNIO AA1050 PARTINDO DE PLACAS OBTIDAS POR VAZAMENTO DIRETO E BOBINAS OBTIDAS POR VAZAMENTO CONTINUO

.

São Paulo
2010

HEBER PIRES OTOMAR

ESTUDO COMPARATIVO DA ESTAMPABILIDADE DA LIGA DE ALUMÍNIO AA1050 PARTINDO DE PLACAS OBTIDAS POR VAZAMENTO DIRETO E BOBINAS OBTIDAS POR VAZAMENTO CONTINUO

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do título de mestre em engenharia

Área de concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Ronald Lesley Plaut

São Paulo
2010

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 22 de março de 2010.

Assinatura do autor _____

Assinatura do orientador _____

FICHA CATALOGRÁFICA

Otomar, Heber Pires

Estudo comparativo da estampabilidade da liga de aluminio AA1050 partindo de placas obtidas por vazamento direto e bobinas obtidas por vazamento continuo / H.P. Otomar. -- ed.rev. -- São Paulo, 2010.

151 p.

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

1. Alumínio 2. Conformação mecânica I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. t.

DEDICATÓRIA

Á minha esposa Flavia por estar ao meu lado e me apoiar durante esta jornada e aos meus filhos Jessyka, Daniel e Nathalia, que abriram mão do convívio nos momentos de estudo.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, por me dar condições de trabalhar e realizar.

À CBA – Companhia Brasileira de Alumínio (Votorantim Metais) pelo apoio e disponibilização de amostras assim como a utilização dos laboratórios para realizar os ensaios.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Ronald Lesley Plaut, que me guiou neste estudo com paciência e estímulo.

Ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares-IPEN na pessoa do Prof. Dr. Nelson Batista de Lima, que realizaram as análises de textura e também, forneceram uma cópia do programa de análise de textura - PAT para realizar a interpretação dos resultados.

A Brasmetal Waelzholz, na pessoa do Dr. Antenor Ferreira Filho, pela realização do ensaio de anisotropia.

Aos meus colegas da CBA, em especial ao meu amigo Dr. Ricardo do Carmo Fernandes, que me incentivou a iniciar este trabalho e também aos Srs. Ivan Carlos e Gabriel Berger pelo apoio na realização das análises e ensaios.

RESUMO

A estampabilidade das ligas de alumínio é um assunto que interessa à vários segmentos industriais, pois é largamente aplicada na fabricação de peças e componentes.

Entre dois processos de solidificação do alumínio, a solidificação de placa (DC) e o vazamento contínuo via caster (CC), o processo caster apresenta um histórico de condições inferiores para estampagens mais críticas nestas ligas.

Este estudo visa avaliar as diferenças entre os processos de fabricação para chapas na liga AA1050 laminadas para 1,80mm, na condição recristalizada, durante a laminação e tratamento térmico e, caracterizar a microestrutura e textura. Ensaios de conformabilidade foram utilizados para identificar qual processo apresenta o melhor desempenho para estampagem. Para realização do estudo foram analisados três lotes de produção da Companhia Brasileira de Alumínio – CBA, proveniente de processo de vazamento tipo placa (DC), e dois outros lotes provenientes de processo de vazamento tipo caster (CC) sendo, um com homogeneização intermediária e outro sem homogeneização. Os materiais foram processados em laminadores e fornos de escala industrial.

A estrutura metalúrgica foi caracterizada através de ensaios metalográficos ao longo dos processos, obtendo-se a distribuição de intermetálicos e a estrutura cristalina através de microscopia ótica. A microscopia eletrônica também foi empregada para identificação dos precipitados. Ensaio de tração foi utilizado para identificar a variação das propriedades mecânicas ao longo do processo.

Na condição final, ou seja, após laminação para 1,80mm de espessura com posterior recozimento foram utilizados os ensaios de orelhamento (“earing”), Erichsen, análise da anisotropia e levantamento da curva limite de conformação (CLC), para identificar qual processo apresenta o melhor resultado de conformação.

A fim de entender as mudanças ocorridas nos materiais, foi estudada a macrotextura gerada no material ao longo da espessura da chapa. Na condição final foi realizada a microtextura no processo placa e caster sem homogeneização.

A microestrutura dos materiais apresentou resultados distintos entre os processos, o material de placa mais homogêneo, tanto na distribuição dos intermetálicos quanto na estrutura granular. As propriedades mecânicas do caster, (LRT, LE e Dureza) ficaram um pouco superiores às do material de placa. O ensaio de Erichsen indicou que o material de placa resistiu a uma maior profundidade de conformação. No ensaio de orelhamento o caster sem homogeneização apresentou o menor índice, porém o material de placa apresentou a maior profundidade de conformação.

As texturas encontradas ao longo dos processos foram principalmente a tipo Goss {011}<100>, Cubo {110}<001> e Cubo rodado {001}<110>. Também foram identificadas texturas típicas de cisalhamento após a laminação a frio, Dillamore {4 4 11} <11 11 $\overline{8}$> e Taylor {11 11 8}<4 4 $\overline{11}$>. A textura tipo S~{123}<634> que é favorável a conformabilidade de metais CFC, apareceu ao final dos processos.

Na curva limite de conformação (CLC) foi possível identificar que o caster com homogeneização apresentou o melhor resultado que os outros dois processos.

Os ensaios de conformabilidade indicaram que o material de placa tem uma estampagem mais profunda, enquanto que o material de caster sem homogeneização tem um orelhamento menor.

Palavras-Chave: Alumínio. Conformação mecânica. Curva Limite de Conformação. Textura. Liga AA1050.

ABSTRACT

Stampability of aluminum alloys is a subject of interest to several industrial sectors because they are largely used in the fabrication of several parts and components.

The choice is based upon the stampability and the relative manufacturing capability in relation to other aluminum alloys that contain larger amounts of alloying elements and, consequently, higher mechanical properties.

When comparing two solidification processes, namely the direct chill (DC) and the continuous casting (CC) via caster, the CC process historically presents inferior performance for the more critical stampings in these alloys.

This study aims at the evaluation of the differences between the fabrication processes (routes) of AA1050 rolled to 1,80mm sheets in the conditions as annealed, rolled and after heat treatment and to characterize their microstructure and texture. Stamping tests have been performed to identify which process presents best stamping performance. To carry out these studies three production lots from the Companhia Brasileira de Alumínio – CBA have been employed namely one from the DC method and two other lots from the DC method, one with and one without an intermediate homogenization treatment. All materials have been processed in rolling mills and ovens in an industrial scale.

The metallurgical structure has been characterized by optical and electronic microscopy throughout the processes analyzing the intermetallics and precipitate distribution.

Tensile tests have been perfumed to identify the evolution of the mechanical properties throughout the process.

In the final condition, i.e., after rolling down to 1,80mm and annealing, earing tests, Erichsen drawing tests and anisotropy have been evaluated together with the Forming Limit Diagram(FLD), to evaluate which process presented the best results in terms of formability.

In order to understand the changes that occurred, the macrotexture has been studied along the thickness of the rolled sheets. In the final condition, the microtexture of the DC and the CC without homogenization have been compared.

Different microstructures have been obtained for the studied processes: the DC material was more homogeneous, both in terms of intemetallic distribution and grain size. The mechanical properties of the CC material, in terms of TS, YS and hardness, were sligthly higher than those for the DC material. Erichsen test showed that the DC material takes higher deformations. Earing tests showed that the CC material without homogeneization presented the best results however the DC material presented better cup height.

The textures analyzed for the different process stages were mainly of the Goss {011}<100>, Cube {110}<001> and rotated Cube {001}<110> types. Also some typical shear textures of the Dillamore {4 4 11} <11 11 $\overline{8}$> and Taylor {11 11 8} <4 4 $\overline{11}$> types have been observed in cold rolled sheets. The S~{123}<634> type, which is favourable for the formability of FCC metals, showed up in the final processing stages.

The FLD showed that the CC with homogenization presented better results when compared to the other two processing routes.

The stamping tests showed that the DC material presents higher drawability while the CC material without homogenization presents lower earing index.

Keywords: Aluminum. Mechanical Working. Forming Limit Diagram. Texture. Alloy AA1050.

SUMÁRIO

LISTA DE SÍMBOLOS xiii
LISTA DE FIGURAS xvi
LISTA DE TABELAS xxv
1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS 26
2 REVISÃO DA LITERATURA 28
2.1 A IMPORTÂNCIA ECONÔMICA DO ALUMÍNIO 28
2.2 O ALUMÍNIO 29
2.2.1 Classificação das Ligas de Alumínio 31
2.2.2 Nomenclatura 32
2.2.3 Principais Aplicações das Ligas não Tratáveis Termicamente 34
2.3 OBTENÇÃO DO ALUMÍNIO PRIMÁRIO 38
2.4 ALUMINA 39
2.5 VAZAMENTO DE PLACA – DC 40
2.6 CASTER 42
2.7 LAMINAÇÃO A QUENTE 44
2.8 LAMINAÇÃO A FRIO 45
2.9 ENCRUAMENTO 46
2.10 RECUPERAÇÃO 49
2.11 RECRISTALIZAÇÃO 50
2.12 CRESCIMENTO DE GRÃO 51
2.13 ENSAIO DE TRAÇÃO 52
2.13.1 A Tensão de Escoamento 57
2.14 COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO 59
2.15 A ANISOTROPIA E O R DE LANKFORD 61
2.16 TEXTURA 67
2.16.1 Função de Distribuição de Orientação (FDO) 70
2.16.2 Textura em Chapas de Alumínio 74
2.17 CURVAS LIMITE DE CONFORMAÇÃO (CLC) 78
2.17.1 Determinação da Curva Limite de Conformação (CLC) 81

3 MATERIAIS E MÉTODOS 83
3.1 DEFINIÇÕES DOS PROCESSOS 83
3.2 OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS 84
3.3 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO 85
3.3.1 Fornos de Homogeneização de Placa 85
3.3.2 Laminação a Quente 86
3.3.3 Laminação a Frio 87
3.3.4 Tratamento Térmico de Recozimento e Homogeneização de Bobinas 90
3.4 COMPOSIÇÃO QUÍMICA (CQ) 93
3.5 MICROSCOPIA ÓTICA - PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS 93
3.6 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) 94
3.7 ANÁLISE DE TEXTURA 95
3.8 ENSAIOS DE TRAÇÃO 96
3.9 COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO(n) E ANISOTROPIA 96
3.10 ENSAIO DE DUREZA 97
3.11 ENSAIO ERICHSEN 97
3.12 ENSAIO DE ORELHAMENTO (“EARING”) 99
3.13 CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO (CLC) 100
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES 104
4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA 104
4.2 MICROSCOPIA ÓTICA (MO) 105
4.2.1 Material Bruto de Fusão e Laminado a quente 105
4.2.2 Material na condição final 109
4.3 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) 113
4.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO E DUREZA 117
4.5 ENSAIO DE ORELHAMENTO E ERICHSEN 119
4.6 ANISOTROPIA PLANAR 122
4.7 TEXTURA 123
4.7.1 Início do processo 123
4.7.2 Após laminação a frio (material encruado) 126
4.7.3 Amostras após laminação a frio com posterior recozimento 130
4.7.4 Amostras após ensaio de orelhamento 134
4.7.5 Evolução das Texturas ao longo do processo 136

4.8 CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO – CLC 138
5 CONCLUSÕES 140
6 REFERÊNCIAS 142
7 ANEXOS 147

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Área da seção transversal
A_0	Área inicial
Al	Alongamento máximo
D_0	Diâmetro inicial do corpo de prova
D_O	Diâmetro inicial do círculo
D_1	Diâmetro maior final da elipse
D_2	Diâmetro menor final da elipse
D_{1F} e D_{2F}	Comprimentos entre a fratura e as pontas da elipse na direção de maior deformação
D_m	Diâmetro médio do corpo de prova
$D_{máximo}$	Diâmetro máximo do corpo de prova
$D_{mínimo}$	Diâmetro mínimo do corpo de prova
d_p	Diâmetro do punção
e	Deformação convencional
E	Módulo de elasticidade ou módulo de Young
EBSD	Electron back-scatter diffraction – Difração de elétrons retroespalhados
e_1	Maior deformação convencional
e_2	Menor deformação convencional
e_{1F} e e_{2F}	Deformação convencional entre as fraturas e os pontos da elipse na
FDO	Função distribuição de orientação
K	Constante plástica de resistência
l	Comprimento após alongamento
L_0	Comprimento inicial
L_0	Comprimento antes do alongamento
LE	Limite de escoamento
l_f	Comprimento final
ln	Logaritmo natural
LR	Limite de resistência à tração

n	Coeficiente de encruamento por deformação
P	Carga ou força
P1	Punção cilíndrico
P3	Punção na forma de uma elipse rasa
P4	Punção hemisférico
P5	Punção na forma de uma elipse profunda
P_f	Punção na forma de uma elipse extra profunda
	Carga de ruptura
R	Coeficiente de anisotropia de Lankford
R_0	Coeficiente de anisotropia a 0º da direção de laminação
R_{45}	Coeficiente de anisotropia a 45º da direção de laminação
R_{90}	Coeficiente de anisotropia a 90º da direção de laminação
R1	Raio da cabeça do punção
R2	Raio de concordância entre a cabeça do punção e a porção cilíndrica da ferramenta
$\overline{R}$	Anisotropia normal
ΔR	Anisotropia planar
t_0	Espessura inicial
t_f	Espessura final
w_0	Largura inicial
w_f	Largura final
α	Fratura do tipo α
β	Fratura do tipo β
γ	Fratura do tipo γ
δ	Fratura do tipo δ
σ	Tensão verdadeira
σ_f	Limite de ruptura
σ_r	Limite de resistência
ε	Deformação verdadeira
ε_1	Maior deformação verdadeira
ε_2	Menor deformação verdadeira direção de maior deformação
$\varepsilon_{3\ calc}$	Deformação na espessura calculado pelas deformações verdadeiras

.$\varepsilon_{3\ med}$	Deformação na espessura obtido pela medição do afinamento da chapa
ε_t	Deformação na espessura
ε_w	Deformação na largura
CCV	“Conical Cup Value”
CLC	Curva Limite de Conformação
DLC	Diagrama limite de conformação
LDR	“Limit drawing ratio”
RCD	Razão Crítica dos Diâmetros

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Cuba eletrolítica (Curso de Laminação, 1999) 37
Figura 2.2 - Processo de produção da alumina (Curso de Laminação, 1999) . 38
Figura 2.3 - Esquema de solidificação placa DC (Curso de Laminação, 1999) 39
Figura 2.4 - Desenho esquemático de um vazamento direto tipo DC (Curso de Laminação, 1999)..... 39
Figura 2.5 - Esquema de vazamento Caster 3C (Godinho, 2004)..... 41
Figura 2.6 - Detalhe da zona de solidificação do caster (Godinho, 200) 41
Figura 2.7 - Desenho esquemático de um laminador a quente reversível (Curso de Laminação, 1999)..... 42
Figura 2.8 - Desenho esquemático de um laminador a quente tipo Tandem de três cadeiras (Curso de Laminação, 1999)..... 43
Figura 2.9 - Arranjo celular, esquemático, de discordâncias em grão encruado (PADILHA E SICILIANO, 2005)..... 45
Figura 2.10 - Curva Tensão Deformação de engenharia (DIETER, 1981)..... 52
Figura 2.11 - Gráfico de tensão vs deformação de um metal ou liga metálica (SOUZA, 1974)..... 54
Figura 2.12 - A curva tensão vs deformação verdadeira (KEELER, 1968)..... 57
Figura 2.13 - Cálculo do valor de n (KEELER, 1968)..... 59
Figura 2.14 - Esquema do modo de medir o valor R de Lankford (SIEGERT, 1994)..... 61
Figura 2.15 - Método de amostragem para obtenção de R médio e ΔR (Usiminas, 1999)..... 62
Figura 2.16 - Deformação na espessura versus deformação na largura (Usiminas, 1999)..... 63
Figura 2.17 - Anisotropia normal para vários materiais versus RCD (Razão Crítica dos Diâmetros) (CHEMIN, 2004)..... 65
Figura 2.18 - Célula unitária CFC, representação esquemática (Reed-Hill, 1972)..... 66
Figura 2.19 - Orientação cristalográfica ao acaso (VIANA; PAULA, 2003)..... 67

Figura 2.20 - Textura tipo cubo girado {001}<100> em chapas (VIANA; PAULA, 2003)..... 68
Figura 2.21 - FDO tridimensional típica de chapa laminada (a) e recozida (b) das ligas de alumínio (LIU; RADHAKRISHNAN; MORRIS, 2008). 69
Figura 2.22 - Seção de $\varphi_2 = 45^0$ onde são mostradas as orientações pertencentes às fibras DL e DN (VIANA; PAULA, 2003)..... 71
Figura 2.23 - Ábacos de $\varphi_2 = 0^o$ e $\varphi_2 = 45^o$ para interpretar as FDOCs (VIANA; PAULA, 2003)..... 71
Figura 2.24 - Gráfico das fibras de orientação da estrutura CFC no espaço de Euler (VIANA; PAULA, 2003)..... 72
Figura 2.25 - Efeito da textura em ensaios tipo orelhamento ("earing") (SARTORI, 2002)..... 74
Figura 2.26 - FDO completa (ODF) das amostras: a) 1AR; b) 1BR – Liga AA1200(SARTORI, 2002)..... 75
Figura 2.27 - FDO da Liga AA1050 recozida por 1h a 400°C (ALVI et al, 2008). 73
Figura 2.28 - Desenvolvimento da textura de recristalização recozimento com por 1h após 70% de laminação a frio para a liga AA1050 (PADILHA; PLAUT, 2003)..... 76
Figura 2.29 - Deformações no embutimento profundo e no estiramento para uma malha circular (LANGE, 1993)..... 77
Figura 2.30 - Curva CLC liga AA1050 (Kohara, 1993)..... 78
Figura 2.31 - Ferramental utilizado para execução do teste Marciniak (RICHTER, 2003)..... 80
Figura 3.1 - Fluxograma esquemático dos processos de fabricação da liga AA1050 sendo; Processo C - vazamento placa DC Processo D – vazamento caster e Processo D – Vazamento caster com homogeneização intermediária..... 82
Figura 3.2 - Desenho esquemático do forno de homogeneização de placa..... 84
Figura 3.3 - Laminador a quente duo reversível utilizado para laminar os materiais (CBA)..... 84
Figura 3.4 - Laminador 4 a frio, utilizado como laminador desbastador (CBA). 85

Figura 3.5 - Laminador Intermédio, utilizado como laminador de acabamento sendo: (a) área de bobinamento, saída do laminador; b) detalhe do púlpito de comando (CBA)..... 87
Figura 3.6 - Variação de espessura da OP 564300 – liga AA1050 espessura de 2,20 para 1,80mm no laminador acabador, pontos A e B indicam início e final de processo, com variação acentuada da espessura..... 88
Figura 3.7 - Tratamento térmico de recozimento sendo: a) Vista superior do forno, em cinza as bobinas analisadas; b) Detalhamento da posição das bobinas analisadas em relação à bobina com termopar, para controle do tempo e temperatura; c) esquema de colocação dos termopares na bobina de controle..... 90
Figura 3.8 - Condição das amostras após lixamento para análise de Microscopia ótica e textura, onde; e = espessura da amostra..... 92
Figura 3.9 - Difratômetro Rigaku (IPEN)..... 94
Figura 3.10 - Equipamento para ensaios de orelhamento, Erichsen e curva CLC (CBA)..... 96
Figura 3.11 - Ferramental utilizado para realizar o ensaio de Erichsen (CBA).... 96
Figura 3.12 - Desenho esquemático da amostra após realização do ensaio de orelhamento..... 98
Figura 3.13 - Ferramental utilizado para realizar o ensaio de orelhamento (CBA)..... 98
Figura 3.14 - Desenho esquemático dos círculos com diâmetro de 2mm. gravados nas amostras para obtenção da curva CLC..... 99
Figura 3.15 - Corpos de prova utilizados para obtenção da curva CLC, sendo a – Corpos de prova para tensões de tração e b – corpo de prova para tensões biaxiais (Segundo Norma ISO 12004-2, 2008)..... 101
Figura 3.16 - Ferramental utilizado para conformação dos corpos de prova para obtenção da curva limite de conformação – CLC (CBA)..... 100

Figura 4.1 - Micrografia mostrando a longitudinal de precipitados da amostra C0, liga AA1050 processo placa no estado bruto de fusão, na secção longitudinal sendo: a) superfície da amostra; b) centro das amostras, e amostra D1, caster bruto de fusão com 7,0mm sendo: c) superfície da amostra; d) centro da amostra..... 104
Figura 4.2 - Micrografia na seção longitudinal mostrando a distribuição dos intermetálicos paras as amostras na liga AA1050, amostra C1, placa laminada a quente com 7,0mm sendo: a) superfície da amostra; b) centro da amostra..... 105
Figura 4.3 - Microestrutura da amostra C0 (MO, luz polarizada), liga AA1050 processo placa no estado bruto de fusão, na secção longitudinal sendo: a) superfície da amostra; b) centro das amostras..... 105
Figura 4.4 - Microestrutura da liga AA1050 (MO, luz polarizada) sendo; a) amostra C1, placa laminada a quente com 7,0mm; b) amostra D1, caster Bruto de fusão com 7,0mm..... 106
Figura 4.5 - Micrografia na seção longitudinal mostrando a distribuição dos intermetálicos na liga AA1050 laminada a frio para 1,80mm com posterior recozimento, amostra C3 de placa sendo: a) superfície da amostra; b) centro da amostra, e amostra D3 de caster sendo: c) superfície da amostra; d) centro da amostra..... 107
Figura 4.6 - Micrografia na seção longitudinal mostrando a distribuição dos intermetálicos na liga AA1050 homogeneizada com 4,50mm de espessura, laminada a frio para 1,80mm com posterior recozimento, amostra E5 de caster sendo: c) superfície da amostra; d) centro da amostra..... 108
Figura 4.7 - Microestrutura na seção longitudinal da liga AA1050 laminada a frio para 1,80mm com posterior recozimento, amostra C3 de placa sendo: a) superfície da amostra; b) centro da amostra, e amostra D3 de caster sendo: c) superfície da amostra; d) centro da amostra..... 109

Figura 4.8 - Microestrutura na seção longitudinal (MO, luz polarizada) na liga AA1050 homogeneizada com 4,50mm de espessura, laminada a frio para 1,80mm com posterior recozimento, amostra E5 de caster sendo: c) superfície da amostra; d) centro da amostra..... 110
Figura 4.9 - Gráfico comparativo do tamanho de grão ao longo da espessura da amostra na seção normal (DN) e tamanho médio com desvio padrão em µm por amostra, após laminação a frio para 1,80mm de espessura com posterior recozimento, sendo; C3 – Placa; D3 – Caster; e E5 – caster com Ho. Intermediária. (esp. = espessura em mm)..... 110
Figura 4.10 - Micrografia das amostras C0 liga AA1050 de placa, no estado bruto de fusão polida mecanicamente sem ataque, com aumento de 2000X (MEV, imagem de elétrons secundários)..... 112
Figura 4.11 - Espectro de dispersão de energia (EDS) dos precipitados indicados na figura 4.16, sendo: a)espectro do precipitado 1; b)espectro do precipitado 2; c)espectro precipitado 3..... 111
Figura 4.12 - Micrografia das amostras D1 liga AA1050 de caster, no estado bruto de fusão polida mecanicamente sem ataque, com aumento de 2000X (MEV, imagem de elétrons secundários)..... 113
Figura 4.13 - Espectro de dispersão de energia (EDS) dos precipitados indicados na figura 4.12, sendo: a)espectro do precipitado 1; b)espectro do precipitado 2; e c)espectro precipitado 3..... 114
Figura 4.14 - Variação das propriedades mecânicas por amostras, sendo: (i) antes da laminação a frio (C1 – Placa laminada a quente e C1/D1 – Caster Bruto de fusão); (ii) material encruado com 1,80mm de espessura; (iii) material recozido com 1,80mm de espessura..... 116
Figura 4.15 - Variação da dureza por amostras, sendo: (i) antes da laminação a frio; (ii) material encruado com 1,80mm de espessura; (iii) material recozido com 1,80mm de espessura..... 116

Figura 4.16 - Influência da temperatura de recozimento nas características mecânicas de chapas de alumínio laminada a frio (liga AA1050), onde CCS = chapa de caster e HRS = chapa laminada a quente (ZHOU et all,2002)..... 117
Figura 4.17 - Corpos de prova obtidos no ensaio de orelhamento (“earing”)..... 118
Figura 4.18 - Gráficos do ensaio de orelhamento das amostras, sendo C3 – placa, D3-Caster e E5 – Caster com Ho intermediária. a) Índice global e b) altura de orelhamento em função da direção de laminação (DL)..... 119
Figura 4.19 - FDO com $\Phi_2 =$ 45, 65 e 90° das amostras com 7,00mm de espessura, amostra C1 – placa laminada a quente sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura..... 122
Figura 4.20 - Figura 4.20 – FDO com $\Phi_2 =$ 45, 65 e 90° das amostras com 7,00mm de espessura, amostra D1 – caster na condição bruto de fusão sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura..... 123
Figura 4.21 - Fibra tau da amostras antes da laminação a frio, as amostras na condição bruta de fusão para o caster (amostras D1), e após laminação a quente para a placa (amostras C1)..... 124
Figura 4.22 - FDO com $\Phi_2 =$ 45, 65 e 90° da amostra da liga AA1050 com 1,80mm de espessura com encruamento de 74,3%, amostra C2 – Placa, sendo: a) superfície; b) ½ da espessura..... 125
Figura 4.23 - Figura 4.23 - FDO com $\Phi_2 =$ 45, 65 e 90° da amostra da liga AA1050 com 1,80mm de espessura com encruamento de 74,3%, amostra D2 – Caster, sendo: a) superfície; b) ½ da espessura..... 126
Figura 4.24 - FDO com $\Phi_2 =$ 45, 65 e 90° da amostra da liga AA1050 com 1,80mm de espessura com encruamento de 60,0%, amostra E4 – caster com Ho intermediária, sendo: a) superfície; b) ½ da espessura..... 127

Figura 4.25 - Fibra τ da amostras após a laminação a frio, sendo; C2 – placa e D2 – caster ambos com 1,80mm de espessura e redução de 74,3% (superfície e centro); amostra E4 – caster com homog. Intermediária com 1,80mm de espessura e 60% de encruamento 127
Figura 4.26 - FDO com $\Phi_2 =$ 45, 65 e 90° das amostras da liga AA1050 com 1,80mm após recozimento, amostra C3 – placa, sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura..... 128
Figura 4.27 - FDO com $\Phi_2 =$ 45, 65 e 90° amostras da liga AA1050 com 1,80mm após recozimento, amostra D3 - caster sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura..... 129
Figura 4.28 - FDO com $\Phi_2 =$ 45, 65 e 90° da amostra E5, liga AA1050 caster com homogeneização intermediária, após laminação a frio para 1,80mm e recozimento, com sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura..... 130
Figura 4.29 - Fibra tau da amostras laminada a frio com 1,80mm de espessura e posterior recozimento, sendo; C3 – placa; D3 – caster e; E5 – caster com homog. Intermediária..... 131
Figura 4.30 - FDO da amostra C3 placa na condição recozida com 1,80mm (EBSD)..... 131
Figura 4.31 - FDO da amostra D3 caster sem homogeneização na condição recozida com 1,80mm (EBSD)..... 132
Figura 4.32 - Desenho esquemático da amostra retirada para análise de textura, após ensaio de orelhamento..... 132
Figura 4.33 - FDO com $\Phi_2 =$ 45, 65 e 90° amostras da liga AA1050 com 1,80mm recozidas após ensaio de orelhamento sendo; a) amostra C3 – Placa; b) amostra D3 – Caster e; c) amostra E5 – Caster com Homogeneização Intermediária..... 133
Figura 4.34 - Fibra Tau das amostras após ensaio de orelhamento com 1,80mm recozido, sendo; amostra C3 – Placa; amostra D3 – Caster e; amostra E5 – Caster com Homogeneização Intermediária..... 134

Figura 4.35 - Figura 4.35 – Evolução da textura durante as etapas de processo, material de placa (C) onde; a) superfície e b) centro da amostras..... 135
Figura 4.36 - Evolução da textura durante as etapas de processo, material de caster sem homogeneização (D) onde; a) superfície e b) centro da amostras..... 135
Figura 4.37 - Evolução da textura durante as etapas de processo, material de caster com homogeneização intermediária (E) onde; a) superfície e b) centro da amostras..... 136
Figura 4.38 - Curva limite de conformação (CLC), obtida para as amostras estudadas, comparação com a curva da literatura de Kohara (1993)..... 137
Figura 7.1 - ODF das amostras da liga AA1050 com 7,00mm, amostra C1 – placa laminada a quente sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura..... 145
Figura 7.2 - ODF das amostras da liga AA1050 com 7,00mm, amostra D1 - caster bruto de fusão sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura..... 146
Figura 7.3 - ODF das amostras da liga AA1050 com 1,80mm após recozimento, amostra C3 – placa, sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura..... 147
Figura 7.4 - ODF das amostras da liga AA1050 com 1,80mm após recozimento, amostra D3 - caster sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura..... 148
Figura 7.5 - ODF da amostra E5, liga AA1050 caster com homogeneização intermediária, após laminação a frio para 1,80mm e recozimento, com sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura..... 149
Figura 7.6 - ODF da amostra C3 – Placa laminada para 1,80mm de espessura com posterior recozimento sendo; a) superfície e b) centro da amostra..... 150

Figura 7.7 - ODF da amostra D3 – Caster laminado a frio para 1,80mm de espessura com posterior recozimento sendo; a) superfície e b) centro da amostra..... 151

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Características físicas de uma liga de alumínio com 99,99% de pureza, na têmpera “O” (ABAL)..... 28

Tabela 2.2 – Propriedades de alguns materiais usados em engenharia (VAN VLACK, 1970)..... 30

Tabela 2.3 – Relação de elementos químicos por série de ligas de alumínio (ABAL)..... 31

Tabela 2.4 - Composição Química de algumas ligas, conforme classificação norma NBR7523. (% em peso por elemento)..... 34

Tabela 2.5 – Aplicações típicas de algumas das ligas de alumínio (CONSERVA; DONZELLI. TRIPPODO, 1992)..... 35

Tabela 3.1 – Identificação das amostras em função do processo e condição do material..... 81

Tabela 3.2 – Características dos laminadores que processaram as amostras.. 86

Tabela 4.1 – Composição química encontrada nas amostras analisadas..... 102

Tabela 4.2 – Propriedades Mecânicas Típicas para a liga AA1050..... 115

Tabela 4.3 – Resultado do ensaio de orelhamento (“earing”)..... 118

Tabela 4.4 – Resultado do ensaio Erichsen..... 120

Tabela 4.5 – Anisotropia planar..... 121

Tabela 4.6 – Parâmetros de laminação a frio das amostras..... 126

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

As ligas de alumínio são largamente utilizadas em praticamente todos os segmentos industriais. No segmento automotivo em especial, a expectativa de crescimento do consumo no Brasil é alta, porém, devido às características sócio econômicas e desenvolvimento tecnológico dos processos de fabricação, a quantidade de alumínio por unidade veículo é pequena se comparado a países desenvolvidos. O pleno conhecimento do comportamento mecânico do material é imprescindível para determinar seu potencial e definir suas limitações, principalmente no que tange a estampabilidade de chapas de alumínio. Dentre estas características o levantamento da Curva Limite de Conformação (CLC), pode demonstrar qual será a real limitação da estampabilidade para as diversas ligas e, interações dos processos de fabricação das chapas de alumínio sobre esta característica.

As chapas de alumínio têm sido empregadas em diversas partes dos automóveis e, uma das principais justificativas é a busca pela redução do peso e, conseqüente redução no consumo de combustível. Como alternativa inicial, as montadoras atuam primariamente na substituição de materiais, por aqueles com menor densidade. Esta condição auxiliará para transpor as barreiras impostas por legislações que buscam o equilíbrio entre o avanço tecnológico, que cada vez mais agrega componentes nos veículos, e, por conseqüência aumenta o peso; versus à necessidade de diminuir a emissão de gases gerados pelo sistema de combustão. Sob estas condições o alumínio será muito útil, principalmente na substituição de peças produzidas à partir de ligas de ferro, como as chapas de revestimento das carrocerias, componentes estruturais e outras partes metálicas, como uma excelente opção para transpor a equação redução de poluentes versus avanço tecnológico.

Devido ao desenvolvimento atual de diversas ligas, podemos obter chapas laminadas de alumínio com resistência mecânica superior ao aço estrutural, reduzindo em muitos casos os pesos dos componentes em até ⅓ do mesmo componente produzido a partir do aço.

Apesar da vantagem do alumínio em relação à redução de peso, a variável estampabilidade ainda é um impeditivo para sua plena utilização pela indústria automotiva.

Os organismos de normatização, como a Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT), "*American Society for Testing Materials*" (ASTM), "*Aluminium Association*" (AA) ou "*European Standard*" (EN), por exemplo, indicam apenas os limites esperados para as propriedades mecânicas básicas das chapas, limitando-se aos valores do limite resistência a tração (LRT), limite de escoamento (LE) e alongamento percentual (Along.); sequer mencionam limites para propriedades ligadas à conformabilidade do material como índice de anisotropia (r). Também não mencionam nos limites disponíveis quais os processos de obtenção do material os fabricantes devem produzir as chapas, se deve ser de caster (CC) ou placa (DC), sendo esta uma opção do fabricante. É lógico que além dos limites dos organismos normatizadores, outra barreira para qualquer produto são as limitações técnicas da aplicação, e seu desempenho nos processos aos quais estes são submetidos. Conhecer as influências dos processos de fabricação sobre os aspectos da estampabilidade é um dos objetivos deste trabalho.

Este trabalho visa caracterizar a liga AA1050 em alguns processos de fabricação e identificar se estes influenciam no desempenho das chapas estudadas em ensaios que indicam se o material é adequado para conformação. De forma resumida, os principais objetivos são:

i)Avaliar a influencia dos processos de fabricação de placas e bobinas caster, sobre a estampabilidade de chapas laminadas a frio com 1,80mm de espessura no estado recozido.

ii)Caracterizar a evolução da microestrutura e da textura ao longo dos processos de fabricação acima mencionados.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 A IMPORTÂNCIA ECONÔMICA DO ALUMÍNIO

O alumínio tem uma grande importância econômica na sociedade mundial, devido a sua grande difusão entre todos os segmentos econômicos. Para a economia brasileira, no ano de 2007 foi responsável por cerca de 1% do PIB nacional; e cerca de 4,50% sobre o PIB industrial, responsável por mais de 62 mil empregos diretos e com investimentos na ordem de R$ 4,1 bi ainda em 2007, a maior parte deste investimento destinado a produção do alumínio primário, conforme dados da ABAL (2008).

O Brasil possui a terceira maior reserva da bauxita do planeta, e no final de 2007 figurava como sexto maior produtor de alumínio primário do mundo. A produção nacional do alumínio, que era praticamente inexpressiva em meados de 1960 com cerca de 55milt/ano ganhou importância com início de novas fábricas chegando a cerca de 820 mil t/ano na década de 90 e alcançando mais de 1700 mil t/ano em 2007, uma expansão de cerca de 3000% em menos de 50 anos, algo expressivo, e que deixa evidente sua importância para o crescimento nacional.

A reciclagem do alumínio contribui fortemente para a redução do consumo energético, pois o consumo específico para a reciclagem do alumínio metálico é de 0,7MWh/t, muito inferior ao necessário para a produção do alumínio primário, que é de 15,2MWh/t. Este é o principal fator econômico para elevar o valor da sucata, e com isto, movimentar um nicho econômico importante, que é a reciclagem de todos os produtos fundidos ou transformados. O índice de reciclagem das latas de alumínio, utilizadas principalmente para o envaso de refrigerantes e cervejas fechou o ano de 2007 em 96,5% correspondendo a 160,6 mil toneladas de alumínio. O Brasil é o líder mundial em reciclagem de latas, devido ao valor da sucata, e infelizmente ao índice sócio econômico, sendo esta uma fonte de renda importante para muitas famílias de classes econômicas menos privilegiadas.

As exportações brasileiras de alumínio superaram R$ 4,7 bi em 2007, contra uma importação de menos de R$ 1,0 bi, contribuindo para um saldo positivo na

balança comercial de mais de R$ 3,8 bi. Os segmentos de consumo do alumínio no Brasil, que tem maior importância econômica são os de embalagem com cerca de 30% do total produzido, representando mais de 274 mil t, e o de transportes que participaram com 26% do consumo nacional do metal, ou seja, mais de 238 mil t. Ambos os segmentos tem o consumo intenso de produtos laminados.

Como exemplo do potencial econômico deste metal, podemos comparar o consumo percápito do metal. No Brasil o consumo em 2007 foi de 5 kg/habitante/ano, contra cerca de 30 kg/ano/habitante nos EUA, ou 25 kg/habitante/ano na Comunidade Européia, conforme dados da ABAL. Podemos utilizar como exemplo também, o consumo nacional de alumínio em veículos, que, conforme dados da ABAL, em 2010 chegaria a 47 kg do metal por veículo; muito abaixo dos valores projetados para os países desenvolvidos, como EUA com cerca de 140 kg/veículo ou União Européia com cerca de 120 kg/veículo, demonstrando que com a atual tendência para redução de peso dos veículos, e com baixo consumo percápito nacional, apresenta boas perspectivas de crescimento do consumo para os próximos anos.

2.2 O ALUMÍNIO

As primeiras referências sobre o elemento químico alumínio foram feitas pelo químico francês Louis Bernard (barão Guyton de Morveou), em 1782, sobre a designação de alumine. Foi reconhecido por Oersted em 1824 e, isolado três anos depois, pelo químico alemão Friedrich Wöhler (BUDD, 1999).

O alumínio e suas ligas são amplamente utilizados em praticamente todas as áreas da cadeia produtiva, ficando atrás apenas do aço. As razões que levam o alumínio a ser utilizado de forma tão intensa encontram-se nas propriedades específicas e a forma como estas propriedades podem ser combinadas, maximizando as opções de uso. As suas características mecânicas e químicas proporcionam ao alumínio ser empregado nos diversos seguimentos da cadeia produtiva, sendo este aplicado na construção civil, no armazenamento e transporte, em embalagens de alimentos na indústria aéreo espacial entre outros. A formação

do filme oxido, que atua como barreira à degradação do alumínio, é especialmente eficaz nas aplicações que estarão expostas a ambientes agressivos, como atmosfera marítima, a qual o aço não resistiria sem a devida proteção. (KAMEER, 2003).

O alumínio com o seu baixo peso específico apresenta ligas com resistência superiores as do aço estrutural. Entre as vantagens do uso do alumínio podemos citar: a sua alta resistência à corrosão sob a maioria das condições de trabalho; a formação de sais incolores na superfície, sem manchar ou descolorir produtos com os quais está em contato, tais como, tecido na indústria têxtil e soluções na indústria química; não produz reação tóxica; possui boa condutividade térmica e elétrica; alta refletividade, tanto para o calor, como para a luz; pode ser facilmente trabalhado em qualquer forma e aceita uma grande variedade de acabamentos superficiais.

Tabela 2.1 – Características físicas de uma liga de alumínio com 99,99% de pureza, na têmpera "O" (ABAL).

Característica	**Valor**
Arranjo cristalográfico	CFC
Densidade a 20 ^oC (g/cm^3)	2,7
Número atômico	13
Peso atômico	27
Temperatura de fusão(^oC)	660
Condutividade elétrica a 25^oC (W/m ^oC)	247
Resistência a tração (MPa)	40 a 50
Alongamento (%)	50 a 70
Temperatura de recristalização (^oC)	$\pm$ 260

Através de deformação do metal, por exemplo, a laminação a frio, sua resistência pode ser praticamente dobrada. Aumentos maiores na resistência podem ser obtidos com pequenas adições de outros metais como elementos de liga, tais como; manganês, silício, cobre, magnésio, zinco, etc. Algumas ligas podem apresentar aumento de resistência através de tratamento térmico, chegando-se a aproximadamente 700 MPa. Determinadas ligas de alumínio perdem parte de sua

resistência em elevadas temperaturas, embora outras conservem boa resistência em temperaturas entre 200 e 260°C. Em temperaturas abaixo de zero, entretanto, sua resistência aumenta sem perder a ductilidade, tanto que o alumínio é um metal particularmente utilizado em aplicações a baixas temperaturas. A tabela 2.1 apresenta algumas características para uma liga de alumínio com 99,99% de pureza, na têmpera “O” (recozido).

2.2.1 Classificação das Ligas de Alumínio

Conforme já mencionado, a principal característica do alumínio puro é sua baixa densidade, uma vez que sua densidade é cerca de ⅓ do valor correspondente ao aço ou cobre, ver tabela 2.2.

Essa é uma grande vantagem deste metal, pois possibilita a redução do peso das peças ou estruturas em que é empregado. Entretanto, quando o alumínio puro começou a ser extensivamente usado, verificou-se que a sua baixa resistência mecânica obrigava ao uso de peças super dimensionadas, bastante espessas, o que muitas vezes inviabilizava a sua aplicação. Contudo o problema foi resolvido com a adição de elementos de liga, como Cu, Mn, Si, Mg e outros, o que elevou consideravelmente sua resistência mecânica, viabilizando a utilização extensiva deste metal.

A combinação do alumínio com os diversos elementos resultou numa gama ilimitada de ligas, porém para as ligas trabalháveis mecanicamente, a separação foi determinada segundo as normas ASTM, de forma que ligas com elementos químicos atuantes fossem agrupadas, sendo criado grupos e séries de ligas com características físico químicas mais aproximadas. Essa classificação leva em conta efeitos como modificações microestruturais e composição química, sendo classificadas em trabalháveis, isto é, deformáveis a quente e a frio; e ligas de Fundição, as quais em razão da grande adição de elementos de liga apresentam baixa capacidade de deformação. No caso das ligas trabalháveis, estas se subdividem em duas categorias:

a) Ligas não tratáveis termicamente: são as liga que o aumento das propriedades mecânica se consegue somente por deformação plástica a frio, somente devido ao encruamento do material. (São as ligas das séries 1XXX, 3XXX, 5XXX e 8XXX) e;

b) Ligas tratáveis termicamente: são as ligas que se consegue o aumento significativo das propriedades mecânicas através de precipitação de partículas de segunda fase, que atuam como barreiras à movimentação de discordâncias aumentando a resistência da liga (endurecimento obtido através de solubilização seguido de envelhecimento) (São as ligas das séries 2XXX, 4XXX, 6XXX e 7XXX).

Tabela 2.2 – Propriedades de alguns materiais usados em engenharia (VAN VLACK 1970).

Material	Densidade g/cm^3	Condutividade térmica (cal.cm)/(°C.cm^2.c) a 20°C	Expansão térmica cm/cm/°C a 20°C	Módulo de elasticidade médio kg/mm^2 a 20°C
Aço (1020)	7,86	0,12	11,7 x 10^{-6}	21 x 10^3
Aço (1080)	7,84	0,11	10,8 x 10^{-6}	21 x 10^3
Aço (18Cr-8Ni inoxidável)	7,93	0,035	9 x 10^{-6}	21 x 10^3
Alumínio (99,4%+)	2,7	0,53	22,5 x 10^{-6}	7 x 10^3
Alumínio (Ligas)	2,7	0,4	21,6 x 10^{-6}	7 x 10^3
Bronze (95 Cu-Sn)	8,8	0,2	18,0 x 10^{-6}	11 x 10^3
Chumbo	11,34	0,08	28,8 x 10^{-6}	1,4 x 10^3
Ferro (99+)	7,87	0,18	11,7 x 10^{-6}	20 x 10^3
Latão	8,5	0,3	19,8 x 10^{-6}	11 x 10^3

2.2.2 Nomenclatura

No caso das ligas trabalháveis (dúcteis), foi convencionada uma identificação padrão de quatro dígitos. Cada dígito tem uma função distinta, servindo de orientador para o entendimento da liga específica. Para as ligas que tem o identificador inicial com o número 1(um), têm-se uma classificação diferenciada,

pois, tratam-se das ligas comercialmente puras, as regras de identificação seguem-se abaixo.

a) Ligas comercialmente puras - Ligas da série 1XXX

O primeiro dígito indica o grupo das ligas de alumínio não ligado, comercialmente puro, com no mínimo 99,00% de pureza.

O segundo dígito indica modificações da liga original ou dos limites de impurezas. O algarismo “0” (zero) indica o alumínio não-ligado, que contém impurezas em seus limites naturais, ou, em que não houve um controle especial de um ou mais elementos presentes como impurezas.

Os dois últimos dígitos correspondem aos teores mínimos de alumínio na liga, exemplos:

Liga AA1050 = 99,50% de Al

Liga 1235 = 99,35% de Al

Liga 1200 = 99,00% de Al

b) Ligas de alumínio agrupados segundo o elemento de liga principal:

Para as demais ligas trabalháveis mecanicamente, os primeiro dígito identifica o principal elemento atuante na liga, conforme definido na tabela 2.3.

Tabela 2.3 – Relação de elementos químicos por série de ligas de alumínio (ABAL).

Elemento Principal	Série
Cobre	2xxx
Manganês	3xxx
Silício	4xxx
Magnésio	5xxx
Magnésio e Silício	6xxx
Zinco	7xxx
Outros elementos	8xxx
Série não utilizada	9xxx

O segundo dígito caracteriza modificações da liga: o algarismo “0” (zero) indica que a liga é a original, e os algarismos de 1 a 9 indicam modificações desta a liga.

Os dois últimos dígitos são arbitrários, nos grupos 2XXX até 9XXX, servindo somente para identificar as diferentes ligas do grupo.

2.2.3 Principais Aplicações das Ligas não Tratáveis Termicamente

Devido ás características conferidas pela composição química, cada grupo de ligas tem uma aplicação bem definida em função das propriedades conferidas pelos elementos e suas associações. De uma forma bem genérica, podemos definir as principais características e aplicações por grupo de ligas da seguinte forma;

Série 1XXX: Alumínio Puro - Com 99,00% de Al mínimo, possui grande resistência à corrosão, alta condutibilidade térmica e elétrica, baixas propriedades mecânicas e elevada estampabilidade.

Aplicações típicas: fins elétricos, refletores e luminárias, utensílios domésticos, tampas metálicas (farmacêuticas e alimentícias), embalagens descartáveis (marmitas), aletas de refrigeração, tubos tipo aerosol, off-set, chaparia em geral, etc.

Série 3XXX: Ligas de Al-Mn - O uso comercial de Mn como adição nas ligas de alumínio remonta ao início do século, apesar de ser utilizado em pequenos teores, em função de sua baixa solubilidade, é um importante elemento de liga na indústria do alumínio.

O manganês proporciona à liga uma boa resistência a corrosão e boa soldabilidade, aumenta sua resistência mecânica e dureza, mas, reduz sua ductilidade.

Tratamentos de solubilização e envelhecimento de ligas Al-Mn, embora tecnicamente possíveis, não são interessantes do ponto de vista econômico, uma vez que o ganho de resistência mecânica assim conseguida não compensa o esforço e o custo. Deste modo o único tratamento térmico de interesse é o recozimento. Deve-se tomar uma precaução especial no recozimento da liga 3003. A mesma requer aquecimento rápido até a temperatura objetivada para se evitar crescimento excessivo de grãos, que é bastante prejudicial no processo de estampagem.

Para as ligas Al-Mn, que contém magnésio, liga 3105, requerem recozimento sob atmosfera controlada ou inerte, pois a presença de umidade e oxigênio provoca a formação de óxidos de magnésio sobre a superfície do material.

Aplicação: Isolamento térmico, carroceria de ônibus e furgões, utensílios de cozinha (3003), latas para bebidas (3004/3104), bases de lâmpadas, telhas (3105), radiadores de veículos, embalagens descartáveis (alimentícias), tubos de irrigação, etc.

Série 5XXX: ligas de Al-Mg. Como o Mg têm menor densidade (1,7g/cm^3) que o alumínio, quando adicionado para formar ligas, estas se tornam mais leves que o alumínio puro. Essas ligas caracterizam-se pela sua alta resistência a corrosão e soldabilidade, boa resistência mecânica, ductilidade e usinabilidade.

Não devem ser excessivamente encruadas, e, devem trabalhar a temperatura baixa a fim de evitar as tensões residuais (corrosão sob tensão).

A máxima solubilidade do Mg no alumínio é de 17,4% (MONDOLFO, 1976) ferro e silício podem ser adicionados, porém comercialmente não são utilizados valores acima de 0,5% em peso. Manganês e cromo são adicionados em teores de 0,1 a 0,6%, cobre acima de 0,2% e titânio é utilizado como refinador de grão.

A microestrutura normal destas ligas, após vazamento é constituída de uma solução sólida com inclusões em contornos de grão ou nos espaçamentos interdendriticos do Mg_2Si %. (MONDOLFO, 1976)

Essas ligas podem ser submetidas ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, porém o resultado é considerável somente para teores acima de 8% Mg, melhorando as propriedades mecânicas e a ductilidade.

A conformação mecânica dessas ligas com mais de 3%Mg é difícil e, essa dificuldade aumenta com o teor de Mg, de modo que não são comuns ligas trabalhadas com teores acima de 6 %Mg. Além disso, com Mg superior a 5% são sensíveis a corrosão sob tensão.

As ligas Al-Mg possuem excelente resistência à corrosão, tanto atmosférica como em água salgada. O teor de impurezas particularmente de cobre e ferro, diminuem essa propriedade. Dessa forma, aplicações onde é desejada maior resistência a corrosão, o teor desses elementos devem ser mantidos em níveis mínimos.

A liga 5005 possui resistência mecânica média e pode ser utilizada em telhas. A liga 5052 (2,4% Mg) possui alta resistência mecânica, e é utilizada em aplicações estruturais, alcança limites de resistência a tração da ordem de 400 MPa na tempera H38, muito acima dos 240 MPa das ligas da série 1XXX. (Norma ABNT NBR 7823)

Aplicação: Isolamento térmico, telhas, persianas, placas de sinalização, carrocerias e furgões, barcos, frisos anodizados de veículos (5657), botijão de gás, chapa piso, tampas de latas de bebidas (5182/5183), anéis de latas (5083), etc.

Série 8XXX - Na laminação emprega-se comumente as ligas 8011 (0,8% Fe) e 8106 (1,4% Fe). Possuem resistência mecânica média e são utilizadas em produtos para embalagens alimentícias.

Tabela 2.4 - Composição Química de algumas ligas, conforme classificação norma NBR7523. (% em peso por elemento).

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	Al mín.
1050	0,25	0,40	0,05	0,05	0,05	---	0,03	99,50
1100	0,30	0,80	0,04	0,01	0,25	0,01	---	99,00
1200	1,00+Fe	---	0,05	0,05	---	---	0,05	99,00
1235	0,65+Fe	---	0,05	0,05	0,05	---	0,06	99,35
1350	0,10	0,40	0,05	0,01	---	0,01	---	99,50
3003	0,60	0,70	0,05-0,20	1,0-1,5	---	---	---	bal
3105	0,60	0,70	0,30	0,30-0,80	0,20-0,80	0,20	0,10	bal
5005	0,30	0,70	0,20	0,50-1,10	0,10	---	---	bal
5052	0,25	0,40	0,10	0,10	2,20-2,80	0,15-0,35	---	bal
8011	050-0,90	0,60-1,0	0,10	0,20	0,05	0,05	0,08	bal

Uma das aplicações onde o alumínio é largamente utilizado que não foi mencionado anteriormente, pois não emprega as ligas tratáveis termicamente, é a aeronáutica. O alumínio tem sido o material predominante nos aviões com cerca de 80% em peso, devido ao desenvolvimento de ligas com resistência mecânica mais elevada, principalmente da série 7XXX e 2XXX. A rigorosa exigência dos foguetes espaciais tem demandado cada vez mais o uso deste metal.

Tabela 2.5 – Aplicações típicas de algumas das ligas de alumínio (CONSERVA; DONZELLI. TRIPPODO, 1992).

Ligas	Aplicações típicas
1050	Fins elétricos, peças ornamentais, tanques para indústria química, refletores e luminárias, panelas estampadas.
1070	Extrusão por impacto (tubos tipo aerosol), bisnagas, etc.
1100	Uso geral. Painéis decorativos, etiquetas metálicas, stucco.
1200	Uso geral. Utensílios domésticos, peças estampadas, chaparia, etc.
1235	Folha fina para conversão, embalagens descartáveis, tampas metálicas, utensílios domésticos, etc.
1350	Fins elétricos. Barramentos.
1370	Fins elétricos. Aplicações onde se requer alta condutibilidade elétrica.
3003 e 3103	Isolamento térmico, carrocerias de ônibus e furgões, equipamento frigorífico, aletas de refrigeração, embalagens descartáveis (forma de pizza), utensílios domésticos (panela de pressão).
3004 e 3104	Base de lâmpadas, ilhoses, recipientes, peças que requerem alta resistência. Corpos de latas de bebidas, etc.
3105	Telhas, forros e faixadas, calhas, carrocerias, embalagens descartáveis, tampas metálicas, etc.
5005	Telhas, forros e faixadas, carrocerias, isolamento térmico.
5052	Barcos, carrocerias, indústria naval, ilhoses, persianas, rebites, placas de sinalização, peças estampadas com alta solicitação mecânica, chapa piso, etc.
5082	Anéis de abertura das latas de bebida, barcos.
5182	Tampas de latas de bebida.
6351	Latões de leite. Peças de alta solicitação mecânica. Chapa grossa.

Continua

7075	Quadro de bicicleta, bereta, chassis de veículos.
8005	Tampas metálicas para indústria farmacêutica.
8006 8106	Aletas de refrigeração, tubos flexíveis, bandejas e marmitas alimentícias, tampas metálicas, etc.
8011	Folha fina e média para conversão (iogurte), membranas, embalagens descartáveis (marmitas), aletas para refrigeração, tampas para indústria alimentícias e bebidas, etc.

Conclusão.

2.3 OBTENÇÃO DO ALUMÍNIO PRIMÁRIO

O primeiro projeto para produção industrializada do alumínio foi idealizado pelo químico francês Henri Sainte-Claire, em 1855. Entretanto, a obtenção do alumínio primário foi comercialmente desenvolvida á partir 1886 pelos pesquisadores Paul Louis Tossaint Héroult e Charles Martin Hall, que separadamente propuseram um novo conceito baseado num processo eletrolítico. O conceito baseava-se na passagem de uma corrente elétrica numa solução onde o óxido de alumínio (alumina) estivesse dissolvido, haveria então a dissociação do Al_2O_3, sendo o alumínio depositado na forma metálica no fundo da solução e o oxigênio liberado na forma de gás. Este processo viabilizou a produção do alumínio primário, que é atualmente produzido em cubas eletrolíticas, estando à alumina dissolvida num banho de criolita, com temperaturas em torno de 950°C (Figura 2.1). O principal insumo do processo eletrolítico é a energia elétrica utilizada. Atualmente o consumo de energia elétrica está em torno de 12 a 14 KWh/kg, sendo a industria do alumínio eletrointensiva.

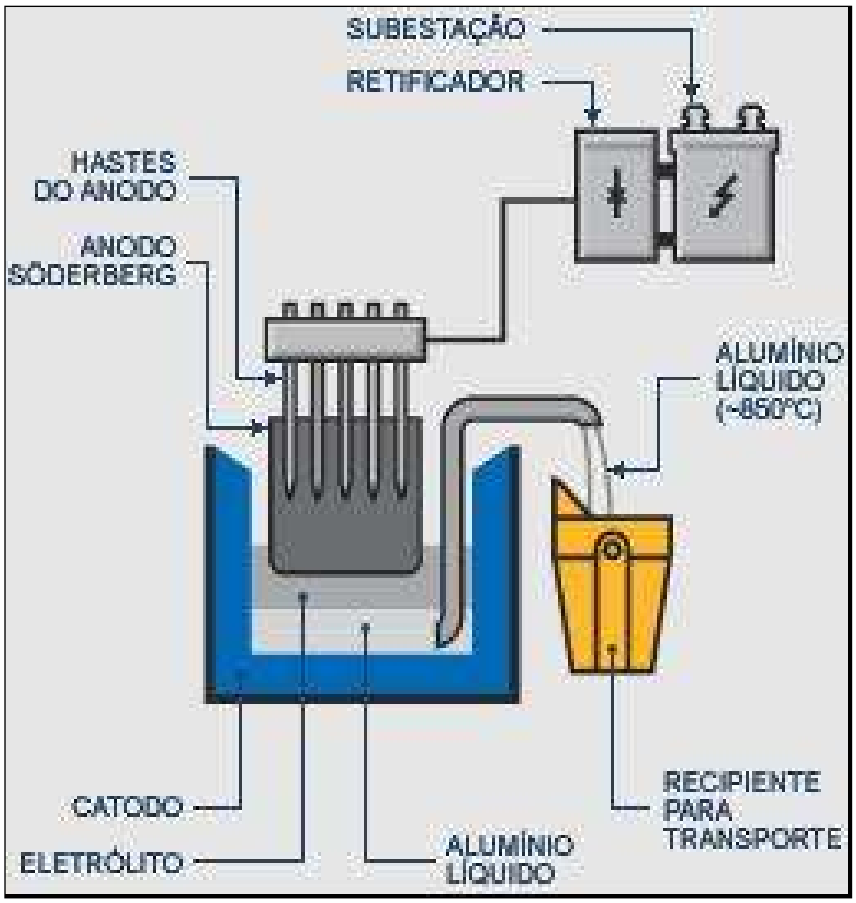


Figura 2.1 - Cuba eletrolítica (Curso de Laminação, 1999).

2.4 ALUMINA

A forma como a alumina é obtida atualmente foi proposta pelo austríaco Karl Bayer, que desenvolveu um processo economicamente viável para a obtenção da alumina á partir do minério conhecido como bauxita. O processo de produção da alumina conhecido como processo Bayer, inicia-se com a moagem e peneiramento da bauxita, que em seguida é imersa numa solução de soda líquido em autoclaves que sob pressão e temperaturas da ordem de 110-270°C, forma o aluminato de sódio.

Após a filtragem, o líquido é bombeado para tanques preciptadores, nos quais finíssimas partículas puras de trihidrato de alumínio são introduzidas como inoculantes. Sob agitação de ar comprimido com gradual resfriamento, o trihidrato de alumínio puro precipita e, é então separado da soda cáustica por filtragem. O

material é separado do licor restando o alumínio hidratado, que é então calcinado para eliminação das moléculas de água em autoclaves, o desenho abaixo apresenta o esquema do processo de fabricação da alumina (Figura 2.2).

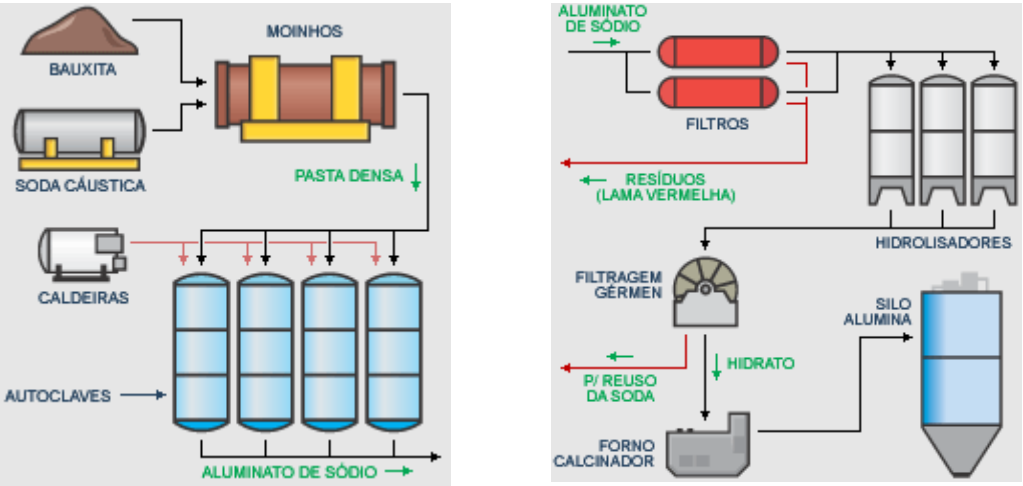


Figura 2.2 – Processo de produção da alumina (Curso de Laminação, 1999).

2.5 VAZAMENTO DE PLACA – DC

Após a obtenção do alumínio primário, este pode ser solidificado de diversas maneiras, sendo que o vazamento de placas pelo processo Direct Chill - DC é principalmente utilizado para produtos destinados a laminação a quente. O processo consiste basicamente na passagem do metal líquido, numa camisa refrigerada por ar comprimido e água, onde em contato com a parede do molde e ar, o metal solidifica na camada externa formando uma “casca”, após a passagem completa do metal pelo molde o material continua a ser refrigerado por um fluxo de água, solidificando o núcleo da placa, a formação da placa é dada pela retração de um pistão hidráulico que suspende as sapatas onde o metal líquido entra em contato inicialmente (figura 2.3). A taxa de resfriamento do material está em torno de 0,5 a 20°/C. A dimensão da placa é dada pelo curso do pistão que se desloca verticalmente (Figura 2.4).

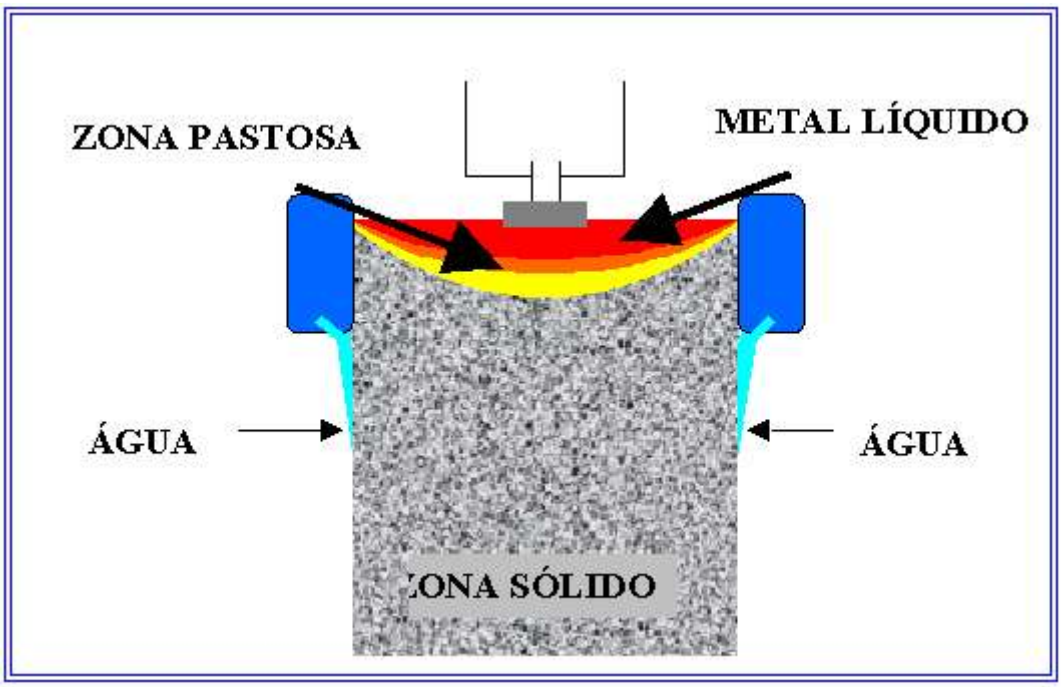


Figura 2.3 – Esquema de solidificação placa DC (Curso de Laminação, 1999).

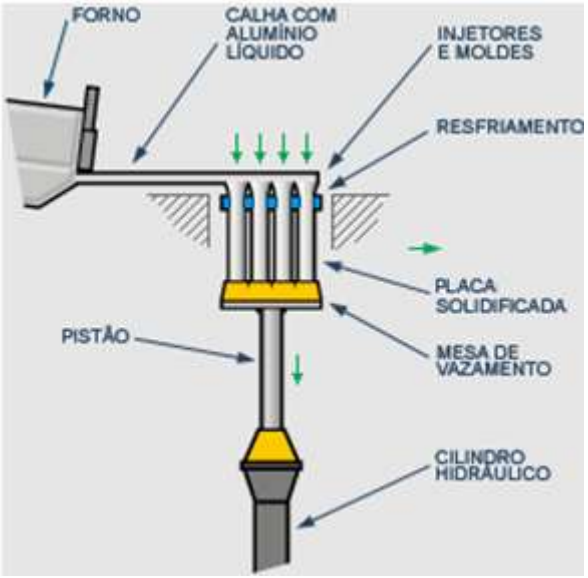


Figura 2.4 – Desenho esquemático de um vazamento direto tipo DC (Curso de Laminação, 1999).

Devido às características do vazamento, a placa apresenta uma superfície irregular com falhas grosseiras. Nas regiões superficiais, a estrutura de solidificação apresenta uma zona de grãos colunares indesejados aos subseqüentes processos

de fabricação que, dependendo da liga, tem de ser removida através de fresagem (JACOB, 1997).

2.6 CASTER

O processo de vazamento de alumínio conhecido como caster, surgiu na década de 20, da Hazelett, que consistia num vazamento vertical e laminação continua de alumínio. Porém somente na década de 50 começaram a aparecer diversos tipos de Caster's pelo mundo, criados por várias empresas. No final da década de 50, a Pechiney criou o sistema de vazamento 3C – Contínuos Casting Between Cilinders.

O sistema de vazamento Caster, consiste da produção de chapas de alumínio a partir da passagem de metal líquido por dois cilindros refrigerados a água. A espessura da chapa pode variar de 2 a 12mm e, largura de 750 a 2100mm, ou de acordo com a capacidade de cada equipamento. Para a formação da chapa, o alumínio líquido é conduzido através de canais até uma peça chamada injetor, que distribui o metal ao longo da largura dos cilindros, onde em contato com o cilindro refrigerado, o alumínio solidifica a uma taxa de resfriamento em torno de 300 a 700°C/s (Figuras 2.5 e 2.6), muito superior a do processo de placas, em ligas carregadas, os elementos formam soluções sólidas supersaturadas.

O material solidifica antes da passagem entre os cilindros do caster, ocasionado uma redução de espessura, e consequente encruamento na chapa, além disto, em função da força da gravidade, o metal entra em contato primeiro com o cilindro inferior solidificando de forma heterogênea, gerando diferenças na estrutura granular das chapas produzidas, sendo visível estas alterações quando analisado os lados das chapas superior e inferior.

Com a alta taxa de resfriamento é formada no centro da chapa uma região com segregações de intermetálicos primários, que pela formação das dendritas no processo de solidificação são segregados nesta região, esta microssegregação pode ser prejudicial aos subseqüentes processos de laminação, visto que só conseguem ser difundidas por longas etapas de homogeneização.

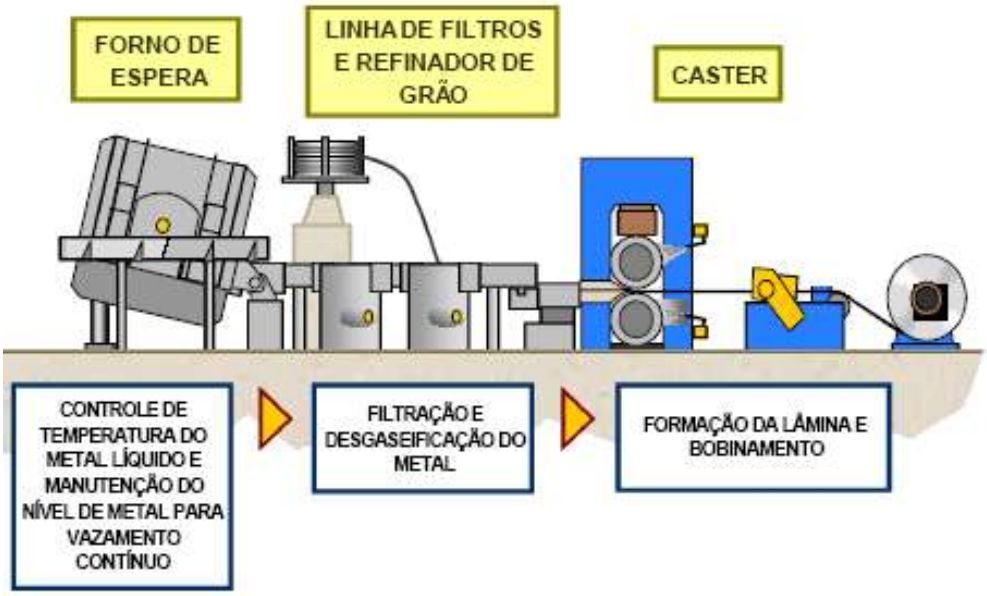


Figura 2.5 – Esquema de vazamento Caster 3C (Godinho, 2004).

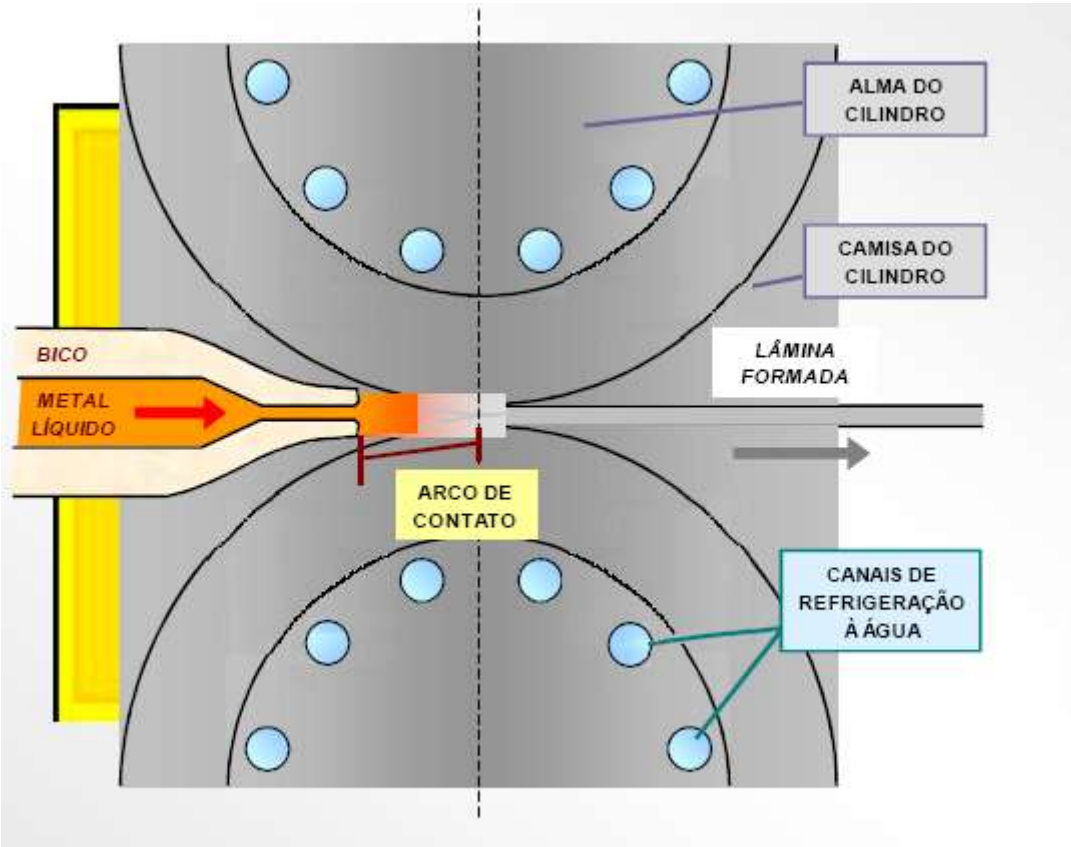


Figura 2.6 – Detalhe da zona de solidificação do caster (Godinho, 2004).

2.7 LAMINAÇÃO A QUENTE

A laminação a quente consiste na passagem das placas obtidas pelo processo DC, entre dois cilindros, que giram em sentidos opostos, deformando a placa, esta placa é previamente aquecida a temperaturas acima da temperatura de recristalização. Durante a laminação ocorre o encruamento, porém devido à temperatura elevada o alumínio recristaliza estaticamente, antes do próximo passe de laminação.

A grande vantagem da laminação a quente é a possibilidade de grandes reduções em poucos desbastes e, com baixa força de laminação, comparadas à laminação a frio, sem incremento da dureza, pois não ocorre o encruamento do metal, devido ao material estar com alta temperatura, a planicidade a espessura e o acabamento superficial saem prejudicados.

Para chapas de alumínio são comumente utilizados dois tipos de laminadores.

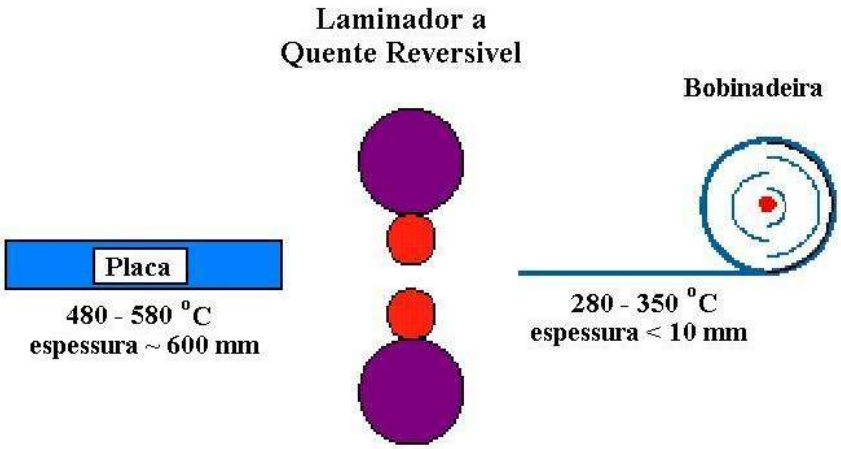


Figura 2.7 – Desenho esquemático de um laminador a quente reversível (Curso de Laminação, 1999).

Laminador Reversível: que pode ser de dois ou mais cilindros. O material é laminado em uma direção, após a passagem total há a reversão dos motores e o material passa novamente entre os cilindros em direção contrária, esta seqüência pode ocorrer quantas vezes forem necessárias até que se atinja a espessura final

desejada (figura 2.7). Nas extremidades do leito do laminador, normalmente existem guilhotinas para corte de chapas e/ou bobinadeiras para enrolarem o material em forma de bobinas.

Outro tipo de laminador a quente é o Laminador tipo Tandem, que consiste num laminador de várias cadeiras de cilindros onde, uma só passagem corresponde a vários passes dos laminadores reversíveis, este laminador é irreversível (figura 2.8).

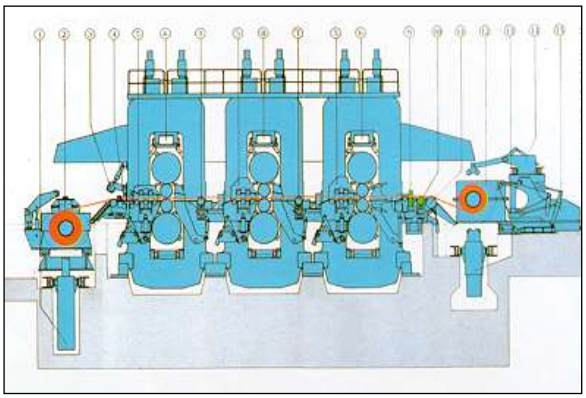


Figura 2.8 – Desenho esquemático de um laminador a quente tipo Tandem de três cadeiras (Curso de Laminação, 1999).

2.8 LAMINAÇÃO A FRIO

A laminação a frio é um processo semelhante ao da laminação a quente, porém ocorre em temperaturas abaixo da temperatura de recristalização do metal, na laminação a frio ocorre à deformação plástica e consequente aumento da dureza. O material sofre um encruamento a cada passe, para as ligas de alumínio do grupo das não tratáveis termicamente, esta é a única maneira de haver um incremento em suas propriedades mecânicas.

Os laminadores a frio podem ser classificados quanto ao número de cilindros, podendo ser de dois cilindros (duo), com quatro cilindros (quadruo), sendo dois de trabalho, que estão em contato com o metal e mais dois de apoio, que dão maior rigidez aos cilindros de trabalho aumentado a capacidade de desbaste, ou até com seis cilindros numa única cadeira de laminação.

Também podem ser classificados quanto ao sentido de laminação, como reversíveis ou irreversíveis. Neste caso, devido à necessidade de incremento de sistemas de controle e medição, cada vez mais automatizados e mais precisos, os laminadores reversíveis tornam-se inviáveis de serem produzidos, já que os controles teriam de ser feitos em ambas as saídas do material, nos dois lados do laminador, o que praticamente dobraria o custo de um laminador.

Em laminadores de chapas de alumínio, espessuras maiores que 0,40 mm, o controle mais importante é o da espessura do material, sendo este ajustado pela abertura dos cilindros, já para folhas de alumínio o controle da planicidade torna-se mais crítico, pois o material está muito suscetível a rupturas devido a espessuras muito pequenas que podem chegar a 5 μm.

2.9 ENCRUAMENTO

Durante os processos de conformação mecânica, ocorre a deformação plástica, ou deformação permanente do material.

Uma grande parte da energia utilizada para deformar o material é perdida na forma de calor, porém uma parte da energia, de 2 a 10%, é armazenada no metal na forma de energia associada a um aumento de defeitos cristalinos (BEVER; HOLT; TITCHENER, 1973; DOHERTY, 1978), logo, o estado deformado é uma condição de maior energia interna do que o material não-deformado (DIETER, 1986).

Sabe-se que o encruamento aumenta muito o número de discordâncias de um metal, estas representam cerca de 90% da energia armazenada na deformação (SIMIELLI, 1986), ou seja, o aumento no encruamento é atribuído principalmente ao aumento da densidade de discordância. O aumento do número de discordâncias é decorrente de vários obstáculos à sua livre movimentação, sendo os mais importantes: outras discordâncias, contornos de grão e de subgrão, átomos de soluto, partículas de segunda fase e filmes superficiais (GONÇALVES, 2003). Como monocristais de metais puros também apresentam encruamento acentuado, conclui-se que a interação entre discordâncias deve ser a variável mais importante no aparecimento do encruamento (GONÇALVES, 2003).

A densidade e distribuição dos defeitos cristalinos criados na deformação, são afetadas principalmente pelos seguintes fatores: energia de defeito de empilhamento (EDE), átomos de soluto em solução sólida, tamanho de grão inicial, temperatura e velocidade de deformação (PADILHA; SICILIANO, 2005).

Energia de defeito de empilhamento (EDE) - Metais com baixa EDE, por exemplo, cobre (78 mJ/m²), apresentam discordâncias com baixa mobilidade devido ao fato das discordâncias parciais estarem muito afastadas entre si. Estas discordâncias têm dificuldade de mudarem de plano de escorregamento, isto é, de realizarem escorregamento com desvio (SIMIELLI, 1986). Metais com alta EDE, tais como alumínio (166 mJ/m²), apresentam distribuição heterogênea de discordâncias formando uma subestrutura celular (CAMPOS; FARIAS; PADILHA, 1999), como mostrado na figura 2.9, onde é representado esquematicamente um grão com células de deformação no seu interior, dissociadas em parciais próximas umas das outras, facilitando o escorregamento com desvio e escalada (OLIVEIRA, 2009). Um metal de alta EDE apresenta menor densidade de discordância que um metal de baixa EDE para um mesmo grau de deformação, pois, as discordâncias de um metal com alta EDE têm maior mobilidade, facilitando a ocorrência de aniquilação e rearranjo de discordâncias (OLIVEIRA, 2009).

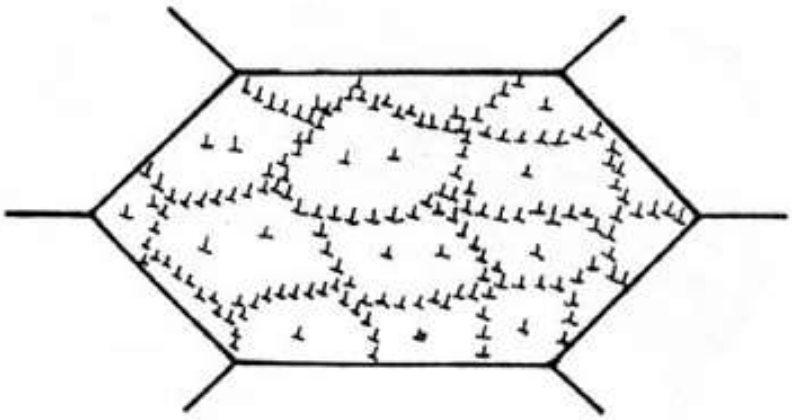


Figura 2.9 - Arranjo celular, esquemático, de discordâncias em grão encruado (PADILHA E SICILIANO, 2005).

Átomos de soluto em solução sólida - Os elementos em solução sólida afetam a quantidade de defeitos gerados na microestrutura, pois podem reduzir o tamanho da célula em metais deformados. O aumento do teor de soluto conduz a uma diminuição na EDE que, em troca, influencia o tamanho da célula, ou seja, à medida que se adicionam átomos de soluto no metal, há um aumento na densidade de discordâncias e da energia armazenada na deformação, resultando em uma diminuição no tamanho da célula de deformação.

Tamanho de grão inicial - Para uma mesma deformação, a densidade de discordância após deformação é maior para amostras com tamanho grão fino do que para amostras com tamanho de grão grosseiro (OLIVEIRA, 2009). Esta diferença é mais acentuada para baixos graus de deformação (PADILHA; SICILIANO, 2005).

Temperatura de deformação - A distribuição e a densidade de discordâncias e a energia armazenada são influenciadas pelas variações na temperatura na qual o metal é deformado.

Quanto menor for a temperatura durante a deformação, maior será a densidade de discordâncias, pois, tanto a EDE quanto a distância de deslizamento da discordância e mobilidade são reduzidas, quando a temperatura é abaixada, conseqüentemente a energia armazenada na deformação é maior para temperaturas menores (SWAN, 1963).

Velocidade de deformação - Aumentando a taxa de deformação tem-se o aumento da densidade de discordância e da energia armazenada, e a tendência de formar células nitidamente definidas é diminuída.

Além da subestrutura celular, o alumínio e suas ligas podem apresentar outras heterogeneidades mais acentuadas na distribuição de defeitos cristalinos após a deformação, denominadas aqui genericamente como bandas de deformação (ENGLER, 2001). Essas heterogeneidades apresentam altas concentrações de defeitos cristalinos e consideráveis variações de diferenças de orientação (dezenas de graus), entre regiões distantes poucos micrômetros entre si, dentro de um mesmo grão. Elas são em geral locais preferenciais para o início (nucleação) da recristalização. As regiões adjacentes aos contornos de grãos também apresentam um comportamento diferenciado durante a deformação plástica (LIU; HANSEN, 1997).

2.10 RECUPERAÇÃO

De maneira geral, os processos de recuperação e recristalização se superpõem cronologicamente num material. Em outras palavras, como a distribuição de defeitos cristalinos em uma mesma amostra é heterogênea, enquanto uma micro-região (mais deformada) passa pelo processo de recristalização, outra micro-região vizinha (menos deformada) sofre recuperação. Portanto, as regiões ainda não varridas pelos contornos de alto ângulo em migração apresentam diminuição da densidade de discordâncias devido à ocorrência de recuperação. A diminuição da energia armazenada nessas regiões ocorre pela diminuição e, principalmente pelo rearranjo das discordâncias (STÜWE et al, 2002).

Alguns fatores que influenciam a competição entre recuperação e recristalização. São eles: energia de defeito de empilhamento (EDE), grau de deformação, temperatura de recozimento, velocidade de aquecimento; temperatura de deformação e tensão aplicada (STÜWE et al., 2002).

A mobilidade das discordâncias de um metal é diretamente proporcional à sua EDE. Dessa forma, em metais com alta EDE, que é o caso da maioria das ligas de alumínio, a recuperação ocorre com grande facilidade, diminuindo a quantidade de defeitos cristalinos (principal potencial termodinâmico para a recristalização) nas regiões não recristalizadas (PADILHA, 2002).

Graus de deformação elevados aumentam a quantidade de núcleos de recristalização formados e o potencial termodinâmico para a recristalização. Por outro lado, graus de deformação baixos dificultam a recristalização, dando lugar à ocorrência da recuperação (PADILHA, 2002).

Quanto menor a temperatura de recozimento, maior é a participação da recuperação no processo global de amolecimento e a explicação para isto é que os mecanismos de recuperação têm em geral, energias de ativação menores que os mecanismos de recristalização. Se os dois processos são ativados termicamente e competem entre si, temperaturas menores favorecem o de menor energia de ativação, ou seja, a recuperação.

A recuperação ocorre por meio de vários mecanismos, em ampla faixa de temperaturas, a partir de 0,2 Tf (Tf é a temperatura absoluta de fusão do metal). A

recristalização, por outro lado, ocorre geralmente na faixa de 0,3 a 0,6 Tf. Dessa forma, quando um metal é aquecido lentamente, há a permanência por maior tempo em baixas temperaturas, onde ocorre exclusivamente recuperação. Conseqüentemente, o potencial termodinâmico para a recristalização será diminuído pela diminuição da quantidade de defeitos cristalinos, e pelo rearranjo dos mesmos, atrasando a recristalização.

À medida que a temperatura de deformação é aumentada, a recuperação ocorre mais intensamente, diminuindo o potencial termodinâmico para a recristalização. A recuperação pode ocorrer tanto de maneira estática, devido exclusivamente ao aquecimento do metal, como de maneira dinâmica, ou seja, sob tensão durante a deformação.

2.11 RECRISTALIZAÇÃO

A maior parte da energia armazenada na deformação é, na maioria dos casos, eliminada no processo de recristalização. A recristalização é definida como a eliminação de defeitos através de migração de contornos de alto ângulo. Esses contornos de alto ângulo que ao migrarem causam a recristalização podem ser contornos pré-existentes antes da deformação ou, contornos novos formados durante o recozimento (HUMPHREYS; HATHERLY, 1996). Tanto a formação, como a migração dos contornos de alto ângulo, são fenômenos termicamente ativados. Em algumas ligas de alumínio, pode ocorrer considerável amolecimento sem que ocorra migração de contornos de alto ângulo, isto é denominado por alguns autores como recristalização contínua ou in situ (RIOS et al, 2005).

O modelo de nucleação da recristalização por meio da migração de contornos de baixo ângulo é baseado no fenômeno de poligonização, onde são formadas regiões com baixa densidade de discordâncias circundadas por subcontornos. Uma vez formado o subgrão, este é capaz de crescer sobre seus vizinhos por migração de seus subcontornos assistida termicamente. Dessa forma, ocorrerá uma diminuição da energia armazenada pela eliminação e rearranjo de defeitos da microestrutura. O subcontorno em migração absorve discordâncias, aumentando

sua diferença de orientação, sua energia e sua mobilidade até que se transforma em um contorno de alto ângulo, caracterizando a nucleação (PADILHA; SICILIANO, 2005).

Este mecanismo envolve a migração de um contorno de grão pré-existente para o interior de um grão mais deformado. A condição para que o processo possa ocorrer é o balanço energético favorável entre a redução da energia armazenada, devido à eliminação de defeitos e, o aumento da superfície total do contorno de grão devido ao *embarrigamento* ("*bulge"*) do contorno, que está avançando sobre o grão mais deformado. A migração de contornos existentes antes da deformação é induzida por diferença de deformação entre os dois grãos vizinhos. A migração se dá do grão menos deformado para o mais deformado. Isto leva a uma redução da energia interna, que é equivalente à diferença entre a energia liberada devido à diminuição da densidade de defeitos, na região varrida pelo contorno e, a energia referente ao aumento de superfície do contorno (PADILHA; SICILIANO, 2005).

2.12 CRESCIMENTO DE GRÃO

Após a recristalização se completar, a microestrutura de grãos recristalizados ainda não é a mais estável. A quantidade de contornos passa a atuar como potencial termodinâmico para o crescimento de grão, de modo a diminuir o número de grãos por unidade de volume ou, em outras palavras, diminuir a área total desses contornos. Pode ocorrer de duas maneiras: a) contínua, com aumento contínuo do tamanho médio dos grãos e b) descontínua, com o crescimento acentuado de apenas alguns grãos. A primeira maneira é denominada crescimento de grão e a segunda é denominada recristalização secundária (PADILHA; PLAUT, 2003).

Tanto durante a recristalização como durante o crescimento de grão, ocorre migração de contornos de alto ângulo. Existem, porém, entre os dois casos duas diferenças básicas. Primeiro, a velocidade de migração dos contornos é muito maior durante a recristalização que durante o crescimento de grão. Além disto, durante a recristalização, os contornos de grão migram no sentido oposto ao seu centro de

curvatura enquanto no crescimento de grão, a migração se dá no sentido do centro de curvatura do contorno (PADILHA; SICILIANO, 2005).

A recristalização secundária está associada aos fatores que limitam o crescimento normal de grão. Em outras palavras, para que a recristalização secundária possa ocorrer, é necessário que o crescimento normal de grãos seja inibido ou impedido. Em seus estágios intermediários, a recristalização secundária leva a uma distribuição bimodal de tamanhos de grão (PADILHA, 1977).

Dentre os fatores que restringem o crescimento normal de grãos, que são impurezas em solução sólida, presença de partículas, presença de textura forte e limitações devido à espessura da amostra, apenas os três últimos podem promover a recristalização secundária. O efeito retardador devido a impurezas em solução sólida não é suficiente para estabilizar a estrutura de grãos da matriz, e possibilitar a recristalização secundária. No entanto, existem outras causas que podem promover a recristalização secundária em soluções sólidas e metais puros (PADILHA; PLAUT, 2003).

2.13 ENSAIO DE TRAÇÃO

O teste de tração de engenharia é amplamente usado para obtenção de informações básicas sobre a resistência de materiais, e como um teste de controle de especificações. Autores como Schaeffer (1999) e Souza (1974), dizem ser o ensaio de tração o método mais utilizado para determinação das propriedades mecânicas de chapas metálicas. Sendo possível a obtenção do limite de resistência, do limite de escoamento, do grau de encruamento e do índice de anisotropia do material.

A definição do ensaio de tração, segundo Schaeffer (1999), é descrita como sendo um teste uniaxial e sem atrito, efetuado em máquinas de ensaios que possuem uma garra fixa e outra móvel, a fim de pegar e esticar o corpo de prova. Segundo o autor, as máquinas são equipadas com sensores para registrar a força e o alongamento do corpo de prova, os quais são confeccionados com diferentes comprimentos, larguras e formatos, definidos pelas normas ABNT NBR 6673, ASTM

E 646 e DIN EN 10 002- 1. O resultado do ensaio de tração é o diagrama tensão vs. deformação (figura 2.10) que, segundo Dieter (1981), corresponde a uma curva de engenharia construída a partir das medidas de carga, e da elongação da amostra submetida ao ensaio.

A tensão usada na curva é a tensão longitudinal média do corpo de prova, obtida pela divisão da carga pela área inicial da seção do corpo de prova, e a deformação usada para a curva de engenharia é deformação linear média, obtida pela divisão da elongação do comprimento útil do corpo de prova, pelo comprimento original.

A magnitude e a forma de uma curva tensão vs. deformação de um metal dependerá de sua composição, tratamento térmico, história anterior da deformação plástica e da taxa de deformação, temperatura e estado de tensões impostas durante o teste. Os parâmetros que são usados para descrever a curva tensão vs. deformação de um metal são: resistência à tração, tensão limite de escoamento, elongação percentual e redução de área. Segundo Dieter (1981), os dois primeiros sendo parâmetros de resistência e os dois últimos relativos à ductilidade do material.

Dieter (1981) faz ainda, uma descrição do comportamento do material quando este ultrapassa o valor correspondente ao limite de escoamento. Segundo ele, a partir deste ponto, o material está permanentemente deformado se a carga for reduzida a zero, de forma que a tensão para produzir cada vez mais deformação plástica cresce com o aumento desta última, devido ao encruamento do material. Ainda segundo o autor, o volume do corpo de prova permanece constante durante a deformação plástica e, conforme se alonga, a área da seção reta transversal decresce uniformemente ao longo do comprimento útil do corpo de prova. Inicialmente, o encruamento compensa a diminuição da área da seção reta do transversal, e a tensão de engenharia continua a aumentar com o aumento da deformação.

Eventualmente, atinge-se um ponto onde a diminuição da área da seção reta do corpo de prova é maior que o aumento da carga de deformação proveniente do encruamento. Essa condição será atingida primeiramente em algum ponto do corpo de prova que é ligeiramente mais fraco que o resto, de forma que, toda a deformação plástica posterior será concentrada nessa região, onde o corpo de prova começará a formar um pescoço e a se afinar localizadamente. Devido ao fato da

área da seção reta diminuir, agora mais rapidamente do que o aumento da carga de deformação pelo encruamento, a carga necessária para deformar o corpo de prova diminuirá, e a tensão de engenharia igualmente continuará a cair até atingir a fratura, conforme descreve Dieter (1981).

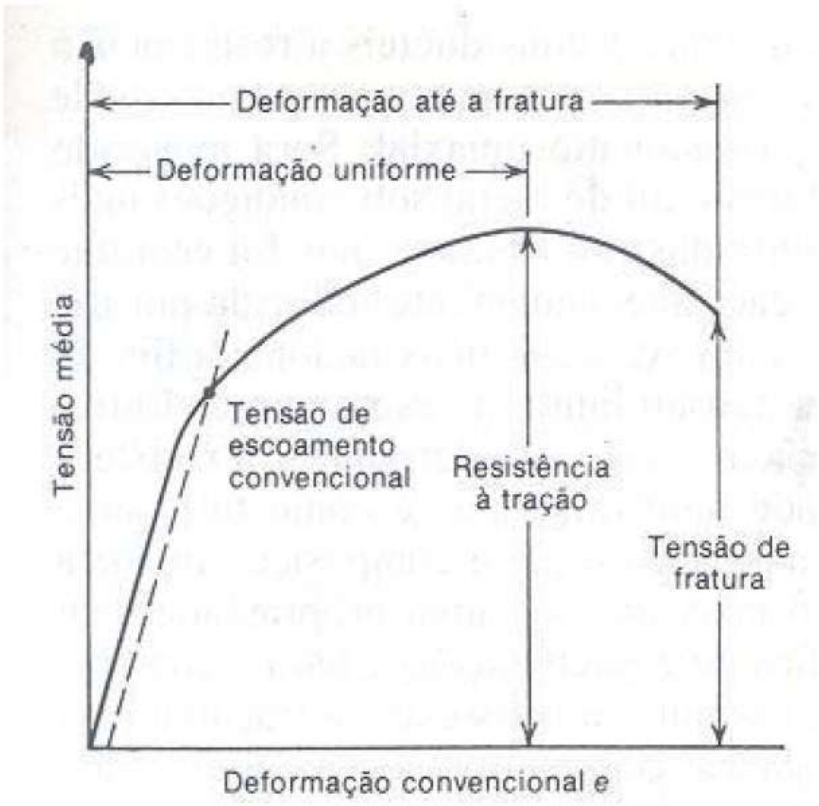


Figura 2.10 – Curva Tensão – Deformação de engenharia (DIETER, 1981).

A curva tensão vs deformação convencional não retrata verdadeiramente o comportamento de cada elemento na amostra. Observando-se a curva, a tensão requerida para continuar a deformação da amostra tensionada parece estar decrescendo após estricção. Isto ocorre porque a tensão convencional reflete somente a mudança de carga e não a mudança que ocorre na área da secção transversal.

Após o início da estricção, toda deformação fica restrita a uma porção muito pequena do comprimento útil; a área de estricção. Para a estricção iniciar, a redução de carga, devido à redução da área da secção transversal, precisa ser maior do que

o aumento de carga requerido para sustentar cada incremento adicional de alongamento (encruamento do material).

Uma vez que a estricção começa, a carga requerida para manter a deformação decresce, portanto a curva tensão deformação começa a descer. Se medidas pudessem ser feitas para elementos independentes do material dentro da região de estricção, a tensão requerida para continuar a deformação aumentaria.

Um modo mais realista de descrever o comportamento do material é plotar a tensão verdadeira (σ), e deformação verdadeira (ε) para cada elemento. Tensão verdadeira é definida como carga dividida pela área instantânea da secção transversal, e a deformação verdadeira é o somatório de cada incremento de alongamento, dividido pelo comprimento útil instantâneo. Para fins de cálculo conforme Keeler, (1968):

$$\sigma = P / A \tag{2.1}$$

$$\varepsilon = \int_{L_0}^{L} \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0} = \ln(1+e) \tag{2.2}$$

onde P é a carga requerida para deformar a amostra, A é a área instantânea da secção transversal, L_0 é o comprimento antes do alongamento, L é o comprimento após alongamento e ln é o logaritmo natural.

Quando um corpo de prova metálico é submetido a um ensaio de tração, pode-se construir um gráfico tensão vs deformação, pelas medidas diretas da carga (ou tensão), e da deformação, que crescem continuamente até quase o fim do ensaio.

Conforme Souza (1974), quando um corpo metálico é submetido a um ensaio de tração, verifica-se inicialmente que o diagrama é linear, sendo representado pela equação:

$$\sigma = E.\varepsilon \tag{2.3}$$

Que corresponde à lei de Hooke (proposta em 1678 por Sir Robert Hooke), sendo a constante de proporcionalidade E, conhecida por módulo de elasticidade ou módulo de Young. Esta porção linear da curva corresponde à região de deformação

elástica do material, onde a tensão é linearmente proporcional à deformação. A linearidade do diagrama termina num ponto denominado limite elástico, definido pelo autor como a maior tensão que o material pode suportar, sem deixar qualquer deformação permanente quando o material é descarregado.

Ainda de acordo com Souza (1974), verifica-se pela figura 2.10, que, na parte OA da curva, o material está dentro de sua zona elástica, isto é, além de obedecer à lei de Hooke, se, em qualquer ponto dentro da linha OA, a carga for aliviada, o descarregamento seguirá também a mesma reta OA e, para um descarregamento total, o metal volta à origem (ponto O), sem apresentar qualquer deformação residual ou permanente. Segundo o autor, a estrutura de um metal no estado sólido é constituída de átomos dispostos segundo um arranjo cristalino uniforme nas três dimensões. Quando o metal é solicitado com um esforço de intensidade tal que a deformação fique no intervalo da linha OA, os átomos são deslocados de sua posição inicial de uma distância muito pequena e, assim que o esforço é retirado, os átomos voltam à sua posição inicial, devido às forças de ligação entre os mesmos, desaparecendo a deformação.

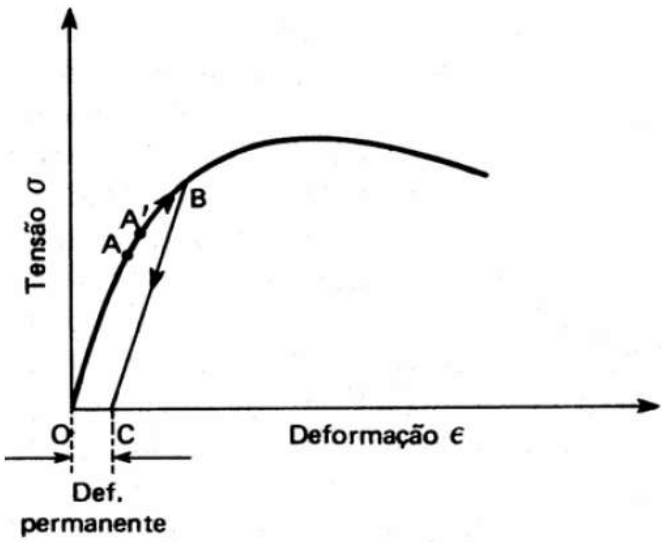


Figura 2.11 – Gráfico de tensão vs deformação de um metal ou liga metálica (SOUZA, 1974).

Ao ser atingida uma tensão em que a deformação não é proporcional à tensão, chega-se ao ponto A' denominado limite de proporcionalidade. A posição relativa entre A e A' é muito discutível e alguns autores colocam A' abaixo de A. Na verdade, esses dois pontos muitas vezes se confundem e torna-se muito difícil determiná-los com precisão, devido ao fato de que o desvio da linearidade é sempre gradual e não há precisamente um ponto bem determinado para cada um desses limites mencionados. O limite elástico pode mesmo estar na parte curva do gráfico.

Terminada a zona elástica, atinge-se a zona plástica, onde a tensão e a deformação não são mais relacionadas por uma simples constante de proporcionalidade e em qualquer ponto do diagrama, havendo descarregamento do material até tensão igual a zero, o metal fica com uma deformação permanente ou residual. A figura 2.11 mostra um descarregamento do ponto B na zona plástica até a linha das abscissas. Nota-se que a linha BC é paralela à linha OA, pois o que se perde é a deformação causada na zona plástica, restando a deformação ocorrida na zona elástica.

2.13.1 A Tensão de Escoamento

Uma propriedade mecânica comum usada para avaliar a conformabilidade é a tensão de escoamento, segundo Souza (1974). Como regra geral, a conformabilidade decresce com o aumento da tensão de escoamento. Apesar de esta informação poder ser verdadeira para muitos metais, porém é uma generalização muito fraca. A tensão de escoamento meramente indica a tensão onde se inicia a deformação plástica, e não indica a quantidade de deformação plástica permissível antes da estricção. Uma comparação entre uma chapa de alumínio e uma chapa de aço baixo carbono.

A tensão de escoamento do aço pode ser mais que o dobro de uma chapa de alumínio, mas a conformabilidade é geralmente melhor.

O início da deformação plástica é verificado em vários metais e ligas dúcteis pelo fenômeno do escoamento. Segundo Souza (1974), o escoamento é um tipo de transição heterogênea e localizada, caracterizado por um aumento relativamente

grande da deformação, com variação pequena da tensão durante a sua maior parte. Depois do escoamento, o metal está encruado.

Quando um projeto requer um metal dúctil, onde a deformação plástica deva ser evitada, o limite de escoamento é o critério adotado para a resistência do material. Para aplicações estruturais, desde que as cargas sejam estáticas, as tensões de trabalho são geralmente baseadas no valor do limite de escoamento. Na figura 2.9 observa-se a caracterização do patamar de escoamento.

A tensão A é chamada de limite de escoamento superior, que é a tensão máxima atingida antes da queda repentina da carga (começo da deformação plástica no escoamento). Após a estabilização da carga ou da tensão, o material sofre uma deformação relativamente grande sem aumento da tensão, que é o patamar de escoamento. A tensão B constante estabelecida é o limite de escoamento inferior do material e durante o fenômeno. O alongamento que o metal sofre é chamado alongamento durante o escoamento. Alguns autores, porém, consideram o limite de escoamento inferior como a menor tensão, designada por C na figura 2.10, atingida durante o escoamento, que pode vir a ser inferior à tensão do patamar. Esses dois limites não são constantes para um determinado metal, mas dependem de diversos fatores como a geometria e condições do corpo de prova, do método de ensaio, da velocidade de deformação e principalmente das características da máquina de ensaio.

O limite de resistência (σr) é calculado pela carga máxima atingida no ensaio. Para os materiais dúcteis, o valor do limite de resistência, dá a medida da carga máxima, que o material pode atingir sob a restrita condição de carregamento uniaxial. Mesmo nesse caso, a tensão que o material sofre ao ser atingida a carga máxima, é maior que o σr, devido à diminuição da área, que não é computada naquela fórmula. O limite de escoamento hoje em dia, é mais usado nos projetos, do que o limite de resistência para os metais dúcteis. Entretanto, o limite de resistência serve para especificar o material, do mesmo modo que a análise química identifica o material. Por ser fácil de calcular e ser uma propriedade bem determinante, o limite de resistência é especificado sempre com as outras propriedades mecânicas dos metais e ligas. Para os metais frágeis, porém, o limite de resistência é um critério válido para projetos, pois nesse caso, o escoamento é muito difícil de ser determinado (como por exemplo, para os ferros fundidos comuns), e a diminuição da

área é desprezível por causa da pequena zona plástica que esses materiais apresentam. Desse modo, o limite de resistência para os metais frágeis caracteriza bem a resistência do material.

2.14 COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO

Para ter melhor conformabilidade, um material precisa ser capaz de suportar maior deformação antes da falha ou, precisa ter a capacidade de resistir à deformação. A experiência prática mostra duas propriedades fortemente influenciadas pela habilidade do material de ser conformado. Estas duas propriedades podem ser avaliadas usando-se uma tensão padrão e tensão normal. 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.

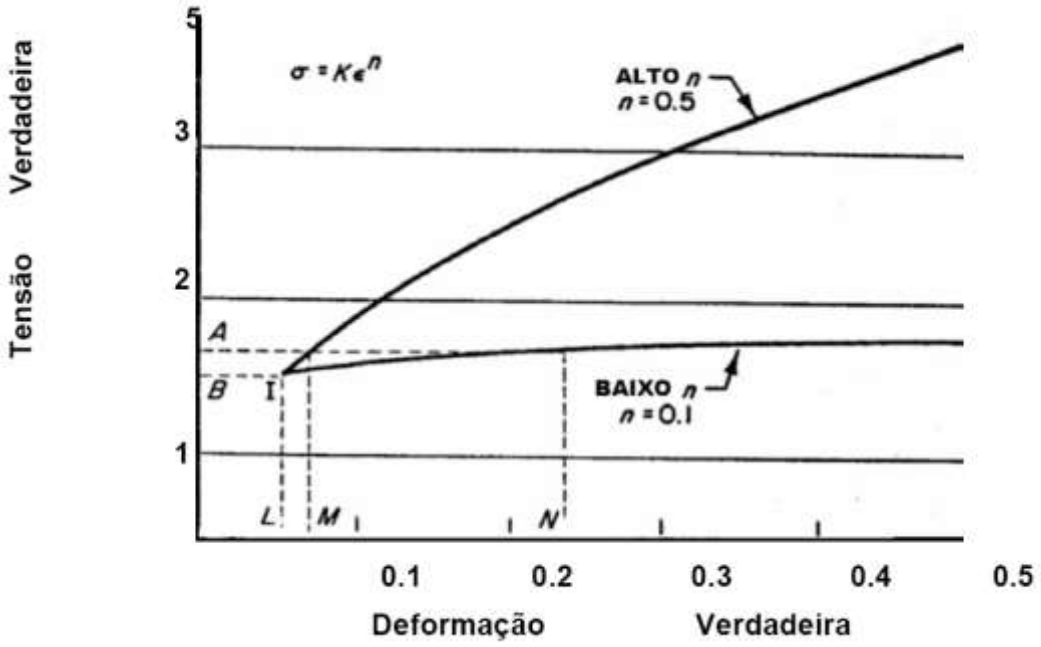


Figura 2.12 - A curva tensão vs deformação verdadeira (KEELER, 1968).

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 vs deformação verdadeira equivalente para os valores de n plotados na figura 2.12, são mostrados na figura 2.13. Como pode ser visto, a tensão continua a subir sem um máximo para o aumento da deformação.

As curvas tensão vs deformação verdadeira para muitos metais, podem ser aproximadas pela equação da conservação de energia (equação Holloman - $\sigma = K\varepsilon^n$). Da equação de conservação de energia, n é definido como o expoente da relação tensão deformação. Também chamado de coeficiente de encruamento, sendo que ele determina o aumento de tensão para cada incremento de deformação. Quanto maior o valor de n, mais duro será o material. Quanto maior o valor de n, maior a resistência à estricção.

Existem vários métodos para medir o valor de n. A base para a maioria, é reescrever a equação da lei de conservação de energia como:

$$\log \sigma = \log K + n \log \varepsilon \qquad (2.6)$$

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 medindo-se o ângulo da reta. O valor de K é a tensão obtida pela intersecção da reta na deformação igual a um.

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 próprio valor de n. Para a maioria dos aços baixo carbono, e muitos dos não ferrosos comumente usados na conformação industrial, uma constante n irá aproximar a curva tensão vs deformação.

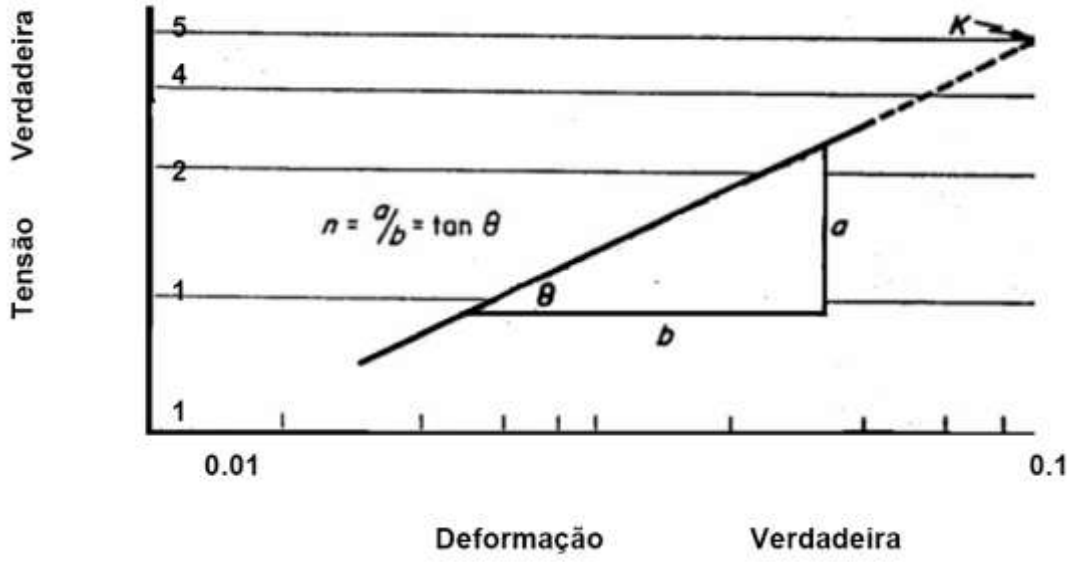


Figura 2.13 - Cálculo do valor de n (KEELER, 1968).

2.15 A ANISOTROPIA E O R DE LANKFORD

As propriedades mecânicas de um material trabalhado mecanicamente (laminado, forjado, estampado, etc.) podem variar conforme 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 materiais 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 da deformação verdadeira na largura e, a deformação verdadeira na espessura no teste de um corpo de prova padrão, de comprimento útil de 50 mm, figura 2.14. 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 materiais comuns de conformação o resultado será uma linha reta. O valor de R é constante e corresponde simplesmente a 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:

$$R = \frac{(\ln \frac{b_f}{b_0})}{(\ln \frac{s_f}{s_0})} \qquad (2.7)$$

onde b_0 e s_0 são largura e espessura iniciais respectivamente, e, b_f e s_f são largura e espessuras finais.

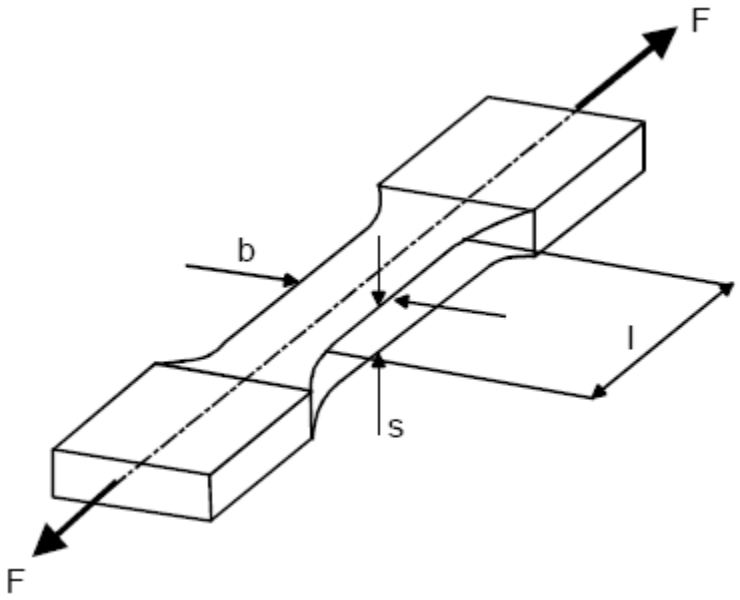


Figura 2.14 – Esquema do modo de medir o valor R de Lankford (SIEGERT, 1994).

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 2.8, de forma a se eliminar possíveis erros de medidas da deformação na espessura:

$$R = \frac{(\ln \frac{b_f}{b_0})}{(\ln \frac{(l_f \cdot s_f)}{(l_0 \cdot s_0)})} \qquad (2.8)$$

onde l_0 e l_f são os comprimentos iniciais e finais, respectivamente.

O parâmetro de anisotropia R pode ser obtido para diferentes direções na chapa. Normalmente, amostras são removidas de chapas a 0, 45 e 90 graus 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 2.16, é chamada de anisotropia planar.

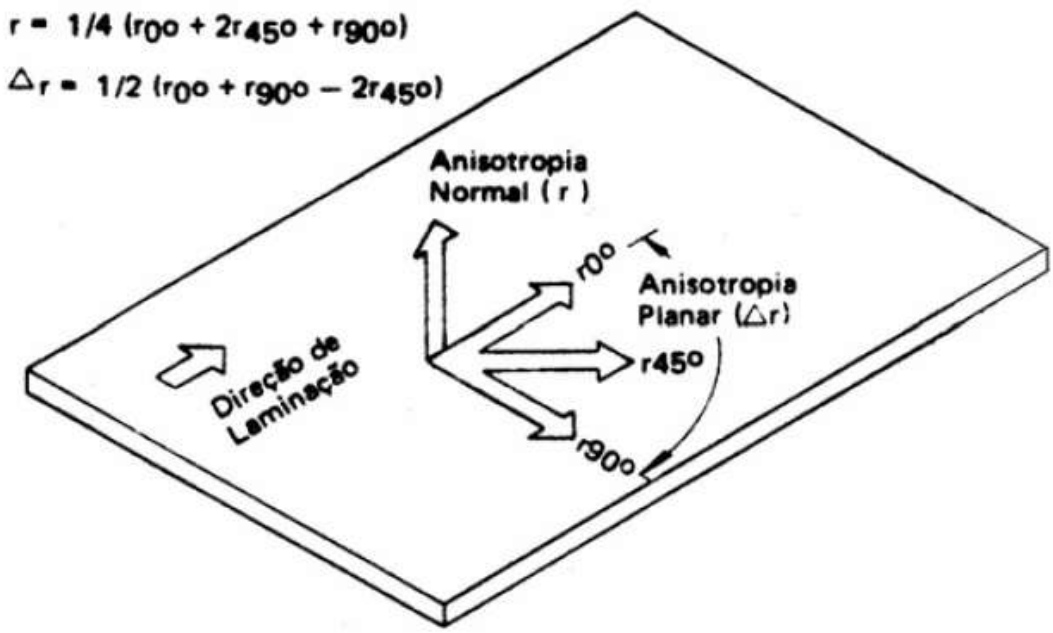


Figura 2.15 – Método de amostragem para obtenção de R médio e ΔR (Usiminas, 1999).

A equação matemática da anisotropia planar é:

$$\Delta R = \frac{R_0 + R_{90} - 2R_{45}}{2} \qquad (2.9)$$

Os valores de R podem ser plotados com função do ângulo. Então ΔR é a diferença entre R45 e a média dos valores de R0 e R90.

A direcionalidade ocorre em três direções, entretanto, sua ausência no plano da chapa não significa que propriedades medidas em uma direção perpendicular ou normal à chapa são iguais àquelas do plano da chapa. A importância prática desta 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 efeitos 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 toma-se o corpo de prova em várias direções em relação à direção de laminação; a 0º, 45º e 90º em relação à direção de laminação, normalmente, obtendo-se assim R0º, R45º e R90º, respectivamente (figura 2.15 e 2.16).

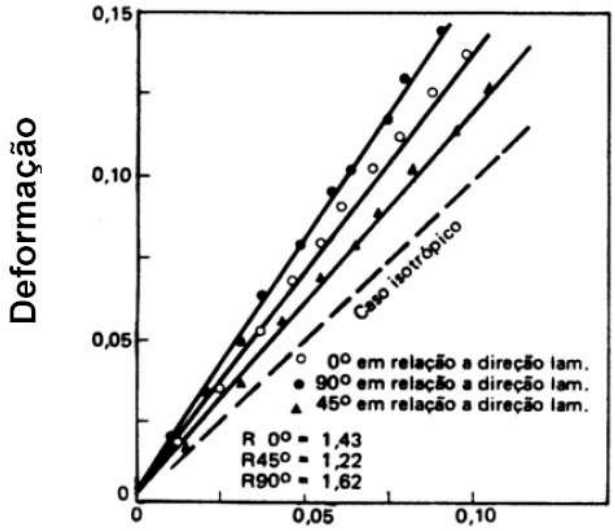


Figura 2.16 – Deformação na espessura versus deformação na largura (Usiminas, 1999).

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 isotropia planar);

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

É de interesse 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.

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:

$$\overline{R} = \frac{R_0 + R_{90} + 2R_{45}}{4} \qquad (2.10)$$

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 alta 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 (berílio, titânio, zircônio) do que em metais com estrutura cúbica de corpo centrado ou 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 conseqüência de toda sua historia de processamento.

A influência da anisotropia é graficamente mostrada na figura 2.17. Mudando-se a anisotropia normal de 0,2 (zinco) para 6,0 (titânio), a razão crítica dos diâmetros aumenta de 2 para 3. Traduzido, a altura de um copo de diâmetro fixo é aumentada de um fator três.

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 ΔR 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 (textura) do material, por vários autores.

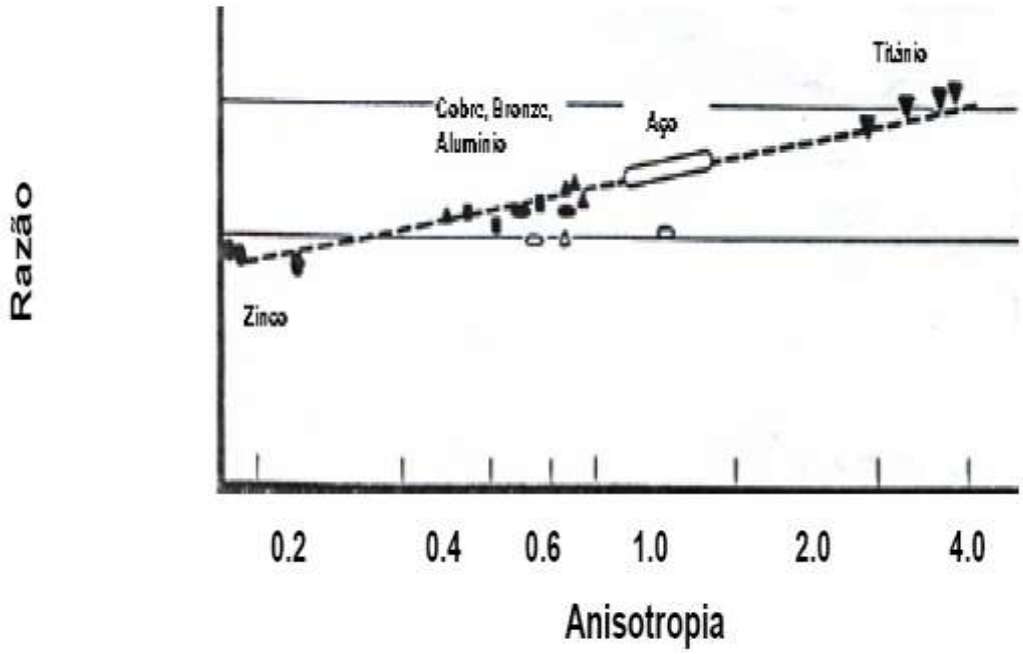


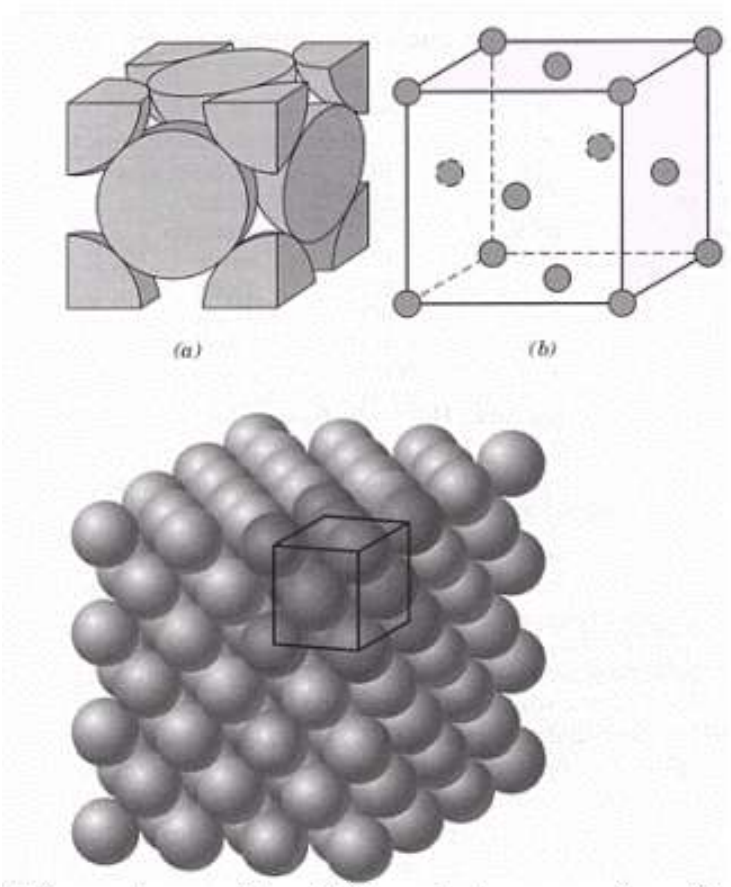
Figura 2.17 – Anisotropia normal para vários materiais versus RCD (Razão Crítica dos Diâmetros) (CHEMIN, 2004).

2.16 TEXTURA

O estudo da estrutura dos metais é amplamente difundido nos principais meios, quer seja ele acadêmico, para fins de pesquisas, estudos ou desenvolvimentos avançados, quer seja a nível industrial, com a finalidade de diminuição de custos, ou para o desenvolvimento de estruturas mais adequadas a uma aplicação específica.

Dentre os estudos realizados na área de arranjo cristalino, destaca-se a investigação da textura dos metais e suas interações com as propriedades do material, principalmente frente à conformabilidade do metal.

A estrutura cristalina básica dos metais é bem representada com átomos dispostos nas arestas de um cubo (figura 2.18), neste cubo podemos observar que o espaçamento atômico não é igual em todas as direções possíveis, contidas na célula unitária, o empilhamento das células unitárias forma um cristal que conhecemos como grão, estes cristais têm uma orientação espacial individual em uma determinada direção de sua célula unitária. Um material policristalino é constituído pelo agrupamento destes grãos, que são separados pelos contornos de grãos.



a) Representa uma célula unitária mostrando como os átomos ficam realmente dispostos.
b) Representa uma célula unitária didaticamente para facilitar cálculos geométricos.
c) Representa a disposição desta célula dentro do material.

Figura 2.18 – Célula unitária CFC, representação esquemática (Reed-Hill, 1972).

Em uma estrutura formada ao acaso com inúmeros grãos, espera-se não encontrar orientação cristalográfica preferencial (figura 2.19), porém alguns processos industriais como a laminação e trefilação, promovem uma orientação preferencial nos grãos, esta orientação preferencial resultante das orientações de cada grão é chamada textura do metal.

A textura pode ser desejável em alguns casos, porém para aplicações onde o metal será conformado, a textura final muito acentuada pode prejudicar processos de fabricação, dificultando a conformabilidade do metal e aumentando-se as perdas de processo.

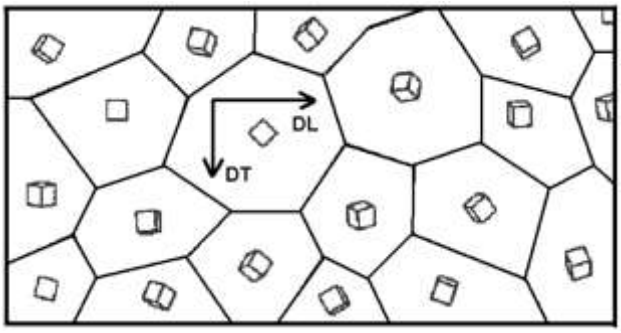


Figura 2.19 - Orientação cristalográfica ao acaso (VIANA; PAULA, 2003).

A orientação preferencial pode ser gerada de várias maneiras, uma delas é a deformação plástica.

A representação cristalográfica de uma das componentes é representada pelo plano cristalino {hkl}, que é paralelo ao plano da chapa, e pela direção <uvw>, pertencente ao plano {hkl}, que é paralela à direção de laminação (DL). Isto fixa a posição do cristal em relação aos eixos DL (direção de laminação), DT (direção transversal) e DN (direção normal) da chapa. Na figura 2.20, por exemplo, a componente ali representada é a de cubo girado, {001}<110>.

Para avaliar a textura de material, faz-se a medida da freqüência em que uma determinada orientação é encontrada nos grão. A textura pode ser medida através de difração de raios-X, que mede a fração volumétrica de material que uma determinada orientação cristalina difrata. A análise de difração de raios-X, analisa uma grande quantidade de grãos em um material policristalino. A representação da

textura pode ser feita através da Função de Distribuição de Orientação (FDO), indicada pelas coordenadas de Euler.

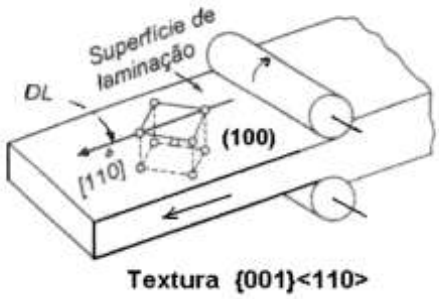


Figura 2.20 – Textura tipo cubo girado {001}<100> em chapas (VIANA; PAULA, 2003).

2.16.1 Função de Distribuição de Orientação (FDO)

A FDO indica a probabilidade de ocorrência de determinadas orientações {hkl}<uvw> em um material.

Três ângulos de Euler definem a orientação de um cristal, que são as rotações consecutivas que aplicadas aos eixos [100], [010] e [001] da célula cristalina e, são coincidentes com os eixos DL, DT e DN, da amostra. Segundo proposto por Bunge a notação para os ângulos de Euler são φ_1, Φ e φ_2 (VIANA; PAULA, 2003).

Matrizes de cosenos diretores é um bom método de representação das orientações.

$$g(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = \begin{bmatrix} \cos\varphi_1\cos\varphi_2 - \operatorname{sen}\varphi_1\operatorname{sen}\varphi_2\cos\phi & \operatorname{sen}\varphi_1\cos\varphi_2 + \cos\varphi_1\operatorname{sen}\varphi_2\cos\phi & \operatorname{sen}\varphi_2\operatorname{sen}\phi \\ -\cos\varphi_1\operatorname{sen}\varphi_2 - \operatorname{sen}\varphi_1\cos\varphi_2\cos\phi & -\operatorname{sen}\varphi_1\operatorname{sen}\varphi_2 - \cos\varphi_1\cos\varphi_2\cos\phi & \cos\varphi_2\operatorname{sen}\phi \\ \operatorname{sen}\varphi_1\operatorname{sen}\phi & \cos\varphi_1\operatorname{sen}\phi & \cos\phi \end{bmatrix} \quad (2.11)$$

A matriz de orientação também pode ser representada a partir dos índices de Miller, conforme equação 2.12.

$$g_{(hkl)[uvw]} = \begin{bmatrix} \frac{u}{n} & \frac{kw - lv}{mn} & \frac{h}{m} \\ \frac{v}{n} & \frac{lu - hw}{mn} & \frac{k}{m} \\ \frac{w}{n} & \frac{hv - ku}{mn} & \frac{l}{m} \end{bmatrix} \tag{2.12}$$

Onde os fatores de normalização são $m = \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$ e $n = \sqrt{u^2 + v^2 + w^2}$.

De acordo com a notação de Bunge, a matriz de orientação $g = g|\varphi_1 \Phi \varphi_2|$ é obtida pela multiplicação sucessiva das três matrizes correspondentes às rotações individuais $g = g_3 . g_2 . g_1$. A Equação 2.11, mostra a matriz de orientação de Bunge.

Assim, pode-se relacionar os índices de Miller, que fixam a orientação (hkl) [uvw] do cristal, com os ângulos de Euler, (φ_1, Φ, φ_2) (VIANA; PAULA, 2003), através das terceiras e primeiras colunas das matrizes, correspondentemente.

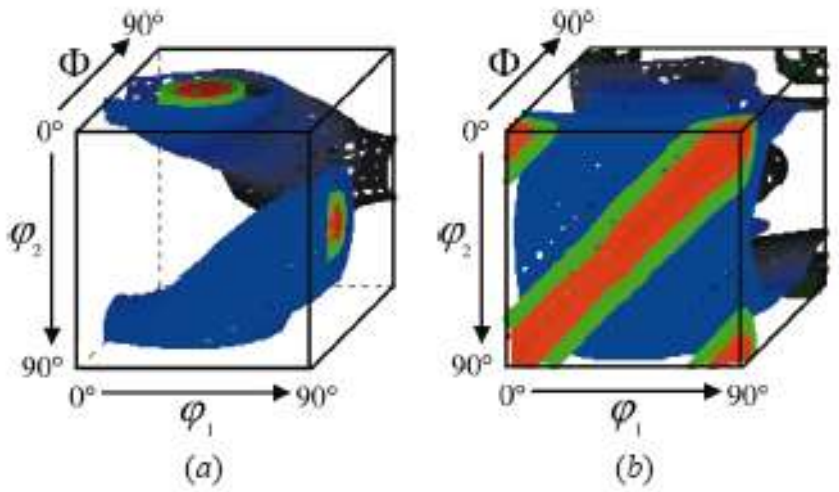


Figura 2.21 – FDO tridimensional típica de chapa laminada (a) e recozida (b) das ligas de alumínio (LIU; RADHAKRISHNAN; MORRIS, 2008).

Observa-se que os índices do plano {hkl}, dependem somente dos ângulos Φ e φ_2 enquanto a direção <uvw> é função dos três ângulos. É comum utilizarem-se os ângulos (φ_1, Φ, φ_2) no intervalo de 0 a $\pi/2$ rd, isto permite a construção de gráficos

em seções de φ_2 = constante, onde os planos {hkl} e as direções <uvw> que pertencem a estes planos estão representadas. Os planos são representados por linhas retas e as direções, por pontos sobre as linhas (VIANA; PAULA, 2003).

A figura 2.23 mostra as orientações {hkl}<uvw> que, para chapas laminadas de materiais do sistema cúbico, pertencem às fibras DL e DN, em coordenadas de Bunge.

A FDOC é definida pela fração volumétrica de grãos com orientação g = $g(\varphi_1,\Phi,\varphi_2)$ do seguinte modo:

$$\frac{dV}{V} = \text{[illegible]}(g).dg = \text{[illegible]}(\varphi_1\ \Phi\ \varphi_2).dg \qquad (2.13)$$

onde :

$$dg = \frac{1}{8}\pi\ .\text{sen}\ \Phi\ .d\varphi_1 d\Phi\ .d\varphi_2 \qquad (2.14)$$

A função $f(g)=f(\varphi_1,\Phi,\varphi_2)$, é normalmente representada por uma série de harmônicos esféricos, $T_L^{\mu\upsilon}$, cujos coeficientes, C_{hkl}, no caso de Bunge, descrevem a textura do material:

$$f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = \sum_{l=0}^{\alpha} \sum_{\mu=1}^{M} \sum_{v=1}^{N} C_l^{\mu v} T_l^{\mu v}(\varphi_1, \phi, \varphi_2) \qquad (2.15)$$

A função de distribuição de orientações f(g) pode ser calculada a partir de figuras de pólos diretas, obtidas por difração de raios-X, ou pode ser medida diretamente, usando-se a técnica de EBSD (figura 2.21). Ela é normalmente representada graficamente por seções de φ_2 = constante, com curvas de nível de isovalor, para ser interpretada pelos ábacos anteriormente descritos. A figura 2.22 mostra ábacos para $\varphi_2 = 0^o$ e $\varphi_2 = 45^o$.

Com a finalidade de se ter uma melhor avaliação da FDO, dois ângulos do espaço de Euler são fixados e f(g) é representado graficamente em função de apenas um ângulo.

Para materiais laminados com estrutura CFC a fibra α ($0 \leq \varphi_1 \leq 90º$, $\Phi = 45º$, $\varphi_2 = 0º$) apresenta as principais componentes de textura de deformação, a fibra β que é definida como o valor máximo de f(g) para cada φ_2 e a fibra τ ($\varphi_1 = 90º$, $0 \leq \Phi \leq 90º$, $\varphi_2 = 45º$). A figura 2.24 apresenta um desenho esquemático da localização das fibras no espaço de Euler.

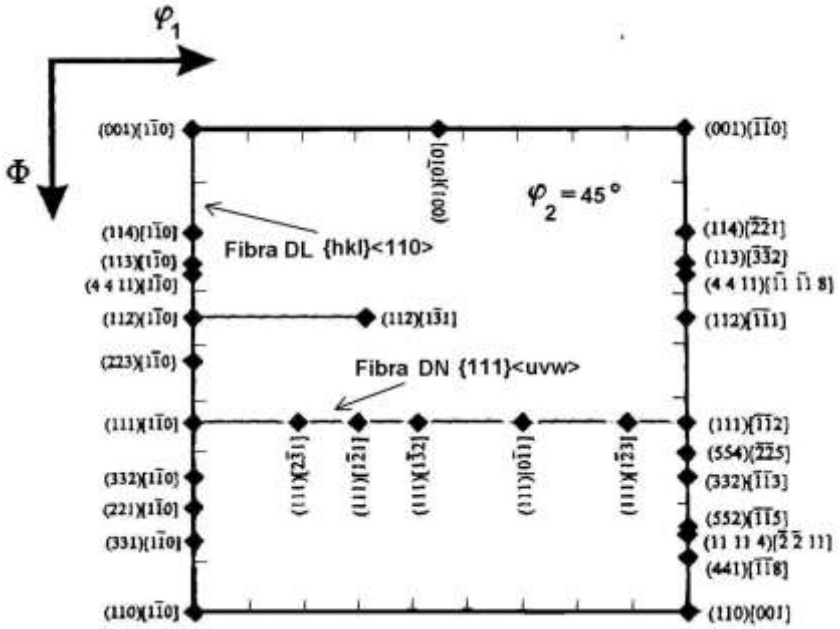


Figura 2.22 - Seção de $\varphi_2 = 45^0$ onde são mostradas as orientações pertencentes às fibras DL e DN (VIANA; PAULA, 2003).

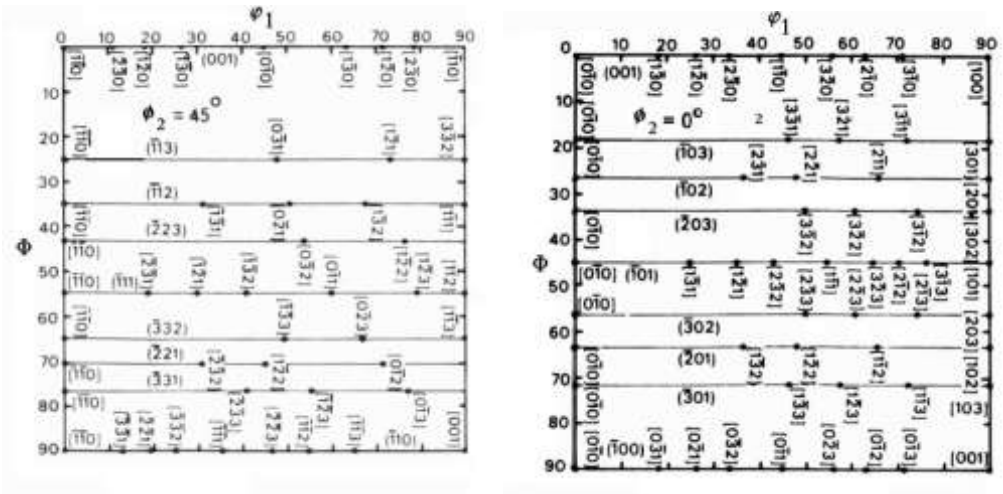


Figura 2.23- Ábacos de $\varphi_2 = 0^o$ e $\varphi_2 = 45^o$ para interpretar as FDOCs (VIANA; PAULA, 2003).

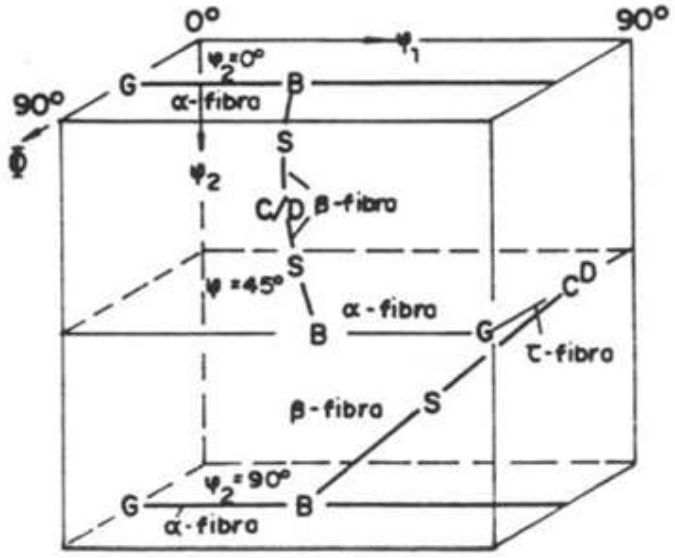


Figura 2.24 – Gráfico das fibras de orientação da estrutura CFC no espaço de Euler (VIANA; PAULA, 2003).

2.16.2 Textura em Chapas de Alumínio

O alumínio comercialmente puro laminado a quente tem como principais componentes as texturas tipo; S {123}<634> e latão {011}<211> e a componente cubo {001} <100> domina o estado recristalizado (ALVI et al, 2004).

Durante a laminação de metais CFC com alta EDE, a maior parte das orientações é rapidamente arranjada ao longo da fibra α, que se inicia da orientação tipo Goss {011}<100> para a orientação tipo latão {011}<211> e da fibra ß que parte da orientação tipo cobre {112}<111> passando pela orientação S {123}<634> e, terminando na orientação latão (B) {011}<211>. A fibra α ocorre principalmente em materiais com percentuais de redução muito baixos, e a fibra ß ocorre em materiais onde os percentuais de redução são caracterizados como médios e altos. Análises teóricas baseadas na teoria de Taylor (ZHOU; NEALE; TOTH, 1991) em que prediz que todas as orientações iniciais deveriam primeiro girar com o aumento das reduções na laminação em direção a esta fibra, e que, chegando nesta fibra, elas deveriam começar a girar deste ponto ao longo desta fibra na direção {110}<112>

→{123}< 634>→{112}<111> e deveriam apontar a orientações finais estáveis {112}<111> (OLIVEIRA, 2009).

Para metais CFC, a textura de recristalização é extremamente dependente da textura de deformação, que por sua vez é dependente da EDE. Para materiais com baixa EDE, isto é, menores que 35 $mJ.m^{-2}$, a textura é conhecida como tipo latão. Esse tipo de textura possui a componente {110}<112> como a mais intensa e a componente {110} <001> com menor intensidade. Para metais com valores de EDE maiores que 35 $mJ.m^{-2}$, a textura de deformação é conhecida como textura tipo cobre e sua descrição torna-se bem mais complicada. Estudos como o de Majore Löw (PADILHA; PLAUT, 2003) demonstraram que após 70% de redução a frio e tratado a 350°C por uma hora, a liga AA1050 apresenta como componentes principais as textura tipo {100}<001> (cubo) e {011}<100> (Goss), outras texturas como a tipo S, B e tipo cobre com menor intensidade (figura 2.28). As FDOs obtidas por Alvi et e al (2008) apresentam também as componentes Cubo e Goss para a mesma liga, os materiais foram tratados a 400°C por 1h, neste caso a componente {011}<211>, observada em φ_2= 0°, apresentou maior intensidade, o material em questão apresentava uma recristalização de 50% (figura 2.29).

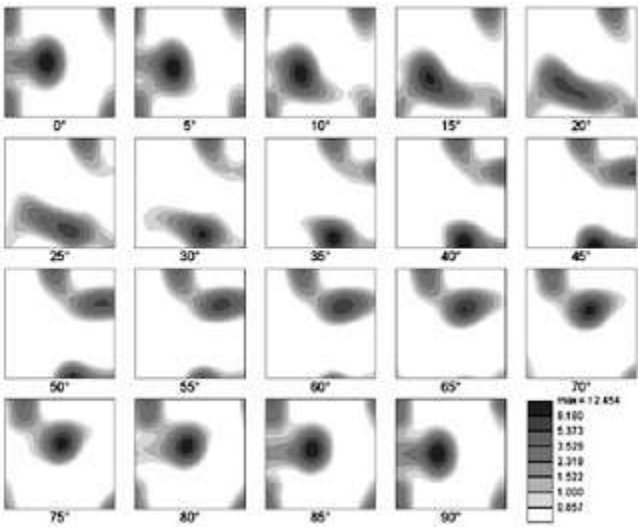


Figura 2.27 - FDO da Liga AA1050 recozida por 1h a 400°C (ALVI et al, 2008)

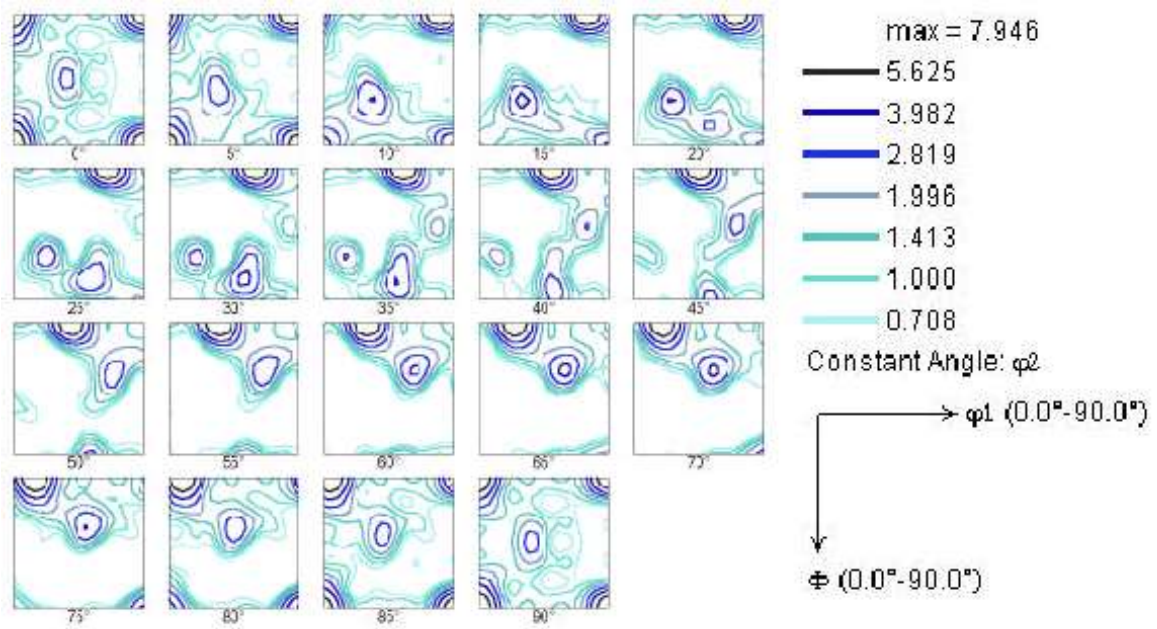
As texturas de deformação mais freqüentes encontradas no alumínio e suas ligas apresentam predominância dos componentes {112}<111> (conhecida como textura tipo cobre), e {110}<112> (conhecida como textura tipo latão), e eventualmente a presença das componentes {011} <100> (conhecida como textura tipo Goss) e {123} <634> (conhecida como textura tipo S).

Em processos de conformação deseja-se que a textura seja favorável para evitar defeitos comuns encontrados em conformação de metais, como por exemplo, estricções que provocam heterogeneidade acentuada de espessura ao longo da conformação, ocasionando a diminuição da resistência da peça e quebras durante o processo de estampagem, o defeito conhecido como “earing” ou orelhamento, também é característico de chapas com um tipo de textura acentuada, este defeito gera orelhas a 45° (figura 2.25), tendo estas de serem retiradas das peças estampadas, aumentando-se o descarte na conformação.

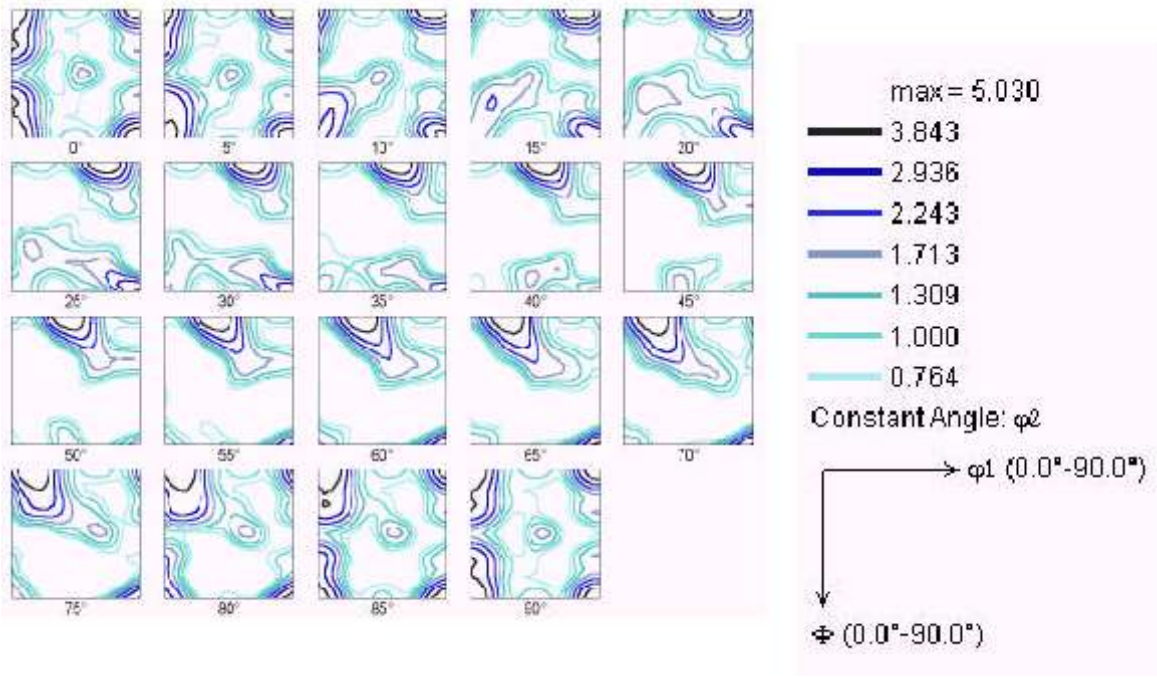
Figura 2.25 – Efeito da textura em ensaios tipo orelhamento (“earing”) (SARTORI, 2002).

Alterações de processos impõem texturas diferentes e efeitos nos subseqüentes processos de conformação. Em pesquisa realizada por Sartori (2002), duas amostras da liga de alumínio AA1200 recristalizadas, originadas da mesma matéria prima, tiveram efeitos bem diferentes, influenciados pela textura do material, esta textura foi resultante das etapas de processamento analisadas, em algumas amostras (figura 2.25), observou-se o efeito indesejado de um tipo especifico de textura (figura 2.26b), onde amostras com textura tipo cubo {100}<001> apresentaram grau de orelhamento maior em relação às amostras onde não houve predominância deste tipo de textura. Para a pesquisa realizada, podemos citar o

ganho na redução do descarte de material com a diminuição do orelhamento formado nas peças, como um dos benefícios do conhecimento prévio da textura do material.



a)



b)

Figura 2.26 – FDO completa (ODF) das amostras: a) 1AR; b) 1BR – Liga AA1200(SARTORI, 2002).

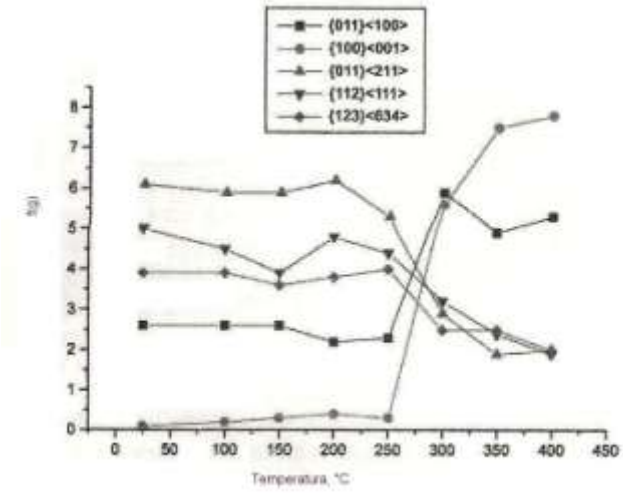


Figura 2.28 – Desenvolvimento da textura de recristalização recozimento com por 1h após 70% de laminação a frio para a liga AA1050 (PADILHA; PLAUT, 2003)

2.17 CURVAS LIMITE DE CONFORMAÇÃO (CLC)

De acordo com Moreira et al (2003), a quantidade de deformação plástica que a chapa metálica pode suportar antes da ocorrência da estricção localizada, é assunto de grande importância na conformação de chapas. Com base em medidas experimentais, o conceito de Curva Limite de Conformação (CLC) foi inicialmente introduzido por Keeler (1965) para os valores positivos da menor deformação principal no plano da chapa. Este conceito foi então estendido por Goodwin (1968), e Woodthorpe et al (1969) ao domínio de deformações compreendido entre os estados de tração uniaxial e estiramento biaxial. Desde então inúmeras pesquisas foram dedicadas a determinação experimental e ao modelamento teórico das deformações limite em chapas.

A CLC é definida nos eixos das menores e das maiores deformações principais obtidas no plano da chapa, segundo Moreira et al (2003). A curva estabelecida através de trajetórias lineares de deformação permanece constante durante o processo de deformação, sendo conhecida como Curva Limite de Conformação (CLC). Richter (2003), define a Curva Limite de conformação como sendo uma representação do comportamento de uma chapa metálica que é deformada em um processo de conformação mecânica e traçada em um diagrama deformação verdadeira maior vs deformação verdadeira menor. É comum considerar que as

deformações limites independam do tipo de ensaio empregado nas suas determinações e representem, portanto, uma propriedade intrínseca do material. Em outras palavras, assume-se que os efeitos estruturais, devido às condições de contorno do processo de deformação, não exerçam nenhuma influência nas deformações limites, sendo esta a razão pela qual a maioria dos modelos teóricos se baseia em uma análise local, onde somente as propriedades materiais devem ser definidas para se determinar as deformações limites sob condições prescritas de carregamento.

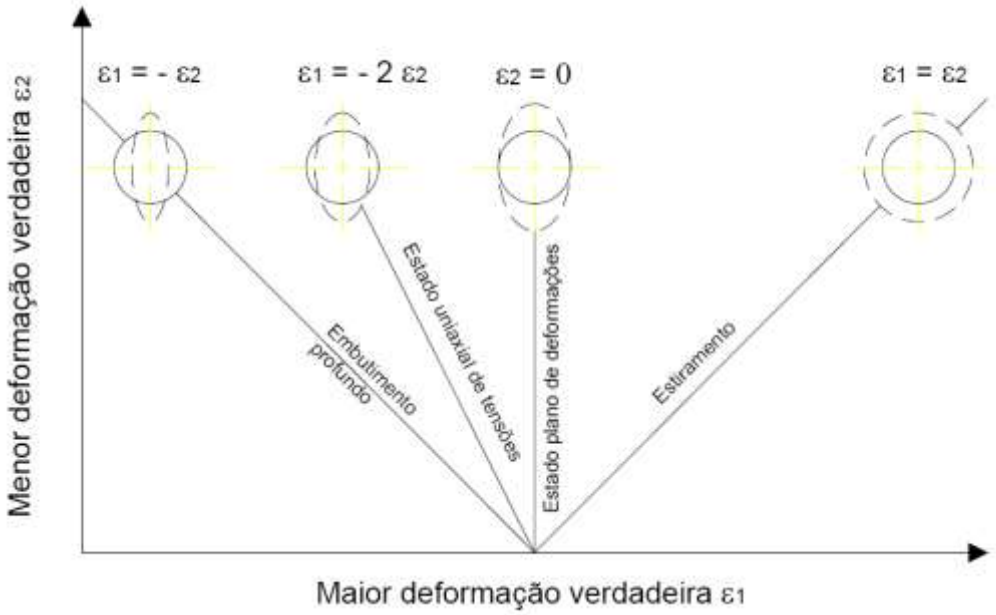


Figura 2.29 – Deformações no embutimento profundo e no estiramento para uma malha circular (LANGE, 1993).

Para Keeler, (1968), a avaliação se uma chapa de metal pode ou não ser conformada sem falha, depende das propriedades do material, condições superficiais, tamanho e forma do blank, lubrificação, velocidade da prensa, pressão do prensa chapas, design do punção e da matriz, e muitos outros fatores conhecidos e desconhecidos.

A quantia de deformação determina quando o metal falhará. As áreas da chapa que estão sujeitas às maiores deformações e por conseqüência as que estão mais

sujeitas à fratura, são identificadas e marcadas através de linhas retas e/ou círculos que se deformam quando solicitados. As linhas de deformação são claramente visíveis depois da deformação.

O mais importante fator de qualquer sistema de linhas é o espaçamento entre as linhas. Visto que todo o material entre as linhas adjacentes é considerado como uma unidade, qualquer variação de deformação de ponto a ponto entre as linhas é indetectável. Somente uma média de deformação é obtida. Portanto as linhas precisam ser suficientemente perto uma das outras para que as diferenças localizadas possam ser detectadas.

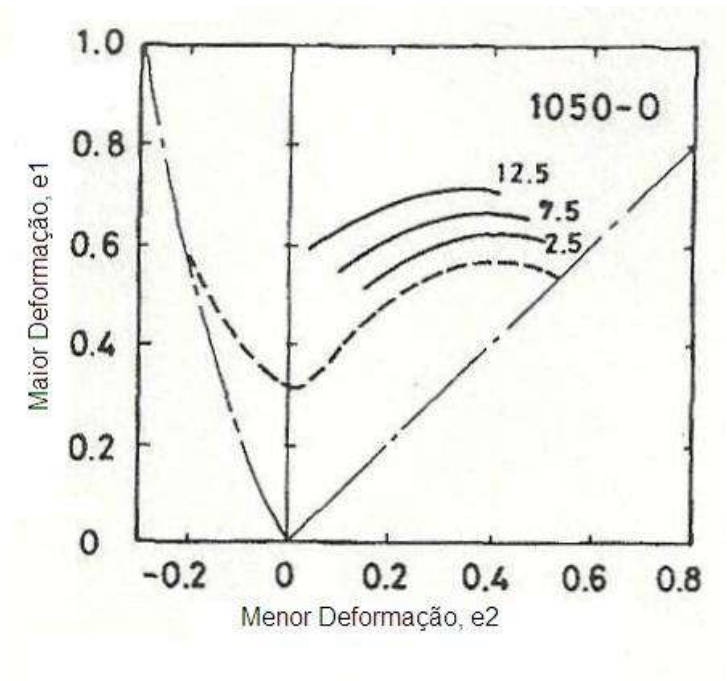


Figura 2.30 – Curva CLC liga AA1050 (KOHARA, 1993).

Lange, (1993), faz uma representação do Diagrama Limite de Conformação, mostrando o tipo de deformações sofridas pelo material para uma malha circular impressa na chapa, tanto no estiramento, quanto no embutimento profundo. Este diagrama está apresentado na figura 2.29.

Em alumínio, e especialmente no Brasil, existem poucos trabalhos divulgados com as ligas de alumínio industrialmente processadas, a figura 2.30 apresenta a

curva identificada por Kohara (1993) para a liga AA1050 na tempera “O” – estado recozido.

2.17.1 Determinação da Curva Limite de Conformação (CLC)

Segundo Moreira *et al* (2003), existem na literatura muitos ensaios experimentais destinados a determinação da CLC, como os testes uniaxiais (tração), e os testes propostos por Swift, Fukui e Erichsen, que possibilitam o levantamento da CLC. Atualmente, no entanto, a CLC é geralmente determinada com o auxílio de um ferramental simples empregando corpos de prova de diferentes larguras, que vem sendo adotado nos ensaios propostos por Nakazima et al, (1968) e Marciniak e Kuczynski, (1967), nos quais a chapa é bloqueada em sua periferia e deformada por um punção hemisférico (Nakazima), ou de fundo plano (Marciniak).

Richter, (2003), destaca também que os experimentos mais utilizados para a determinação da curva limite de conformação, são os métodos segundo Nakazima e Marciniak. O autor descreve o ferramental utilizado nos ensaios, de forma que o teste, conforme Marciniak é composto por um punção cilíndrico, uma matriz e um prendedor de chapas. A força aplicada no prendedor de chapas evita qualquer escoamento do material do flange para aparte central do corpo de prova, que está sendo deformado durante o ensaio, como mostra a figura 2.31.

Os corpos de prova utilizados no teste, segundo Marciniak, são tiras de chapas retangulares em diferentes larguras, que são cortados de forma que a direção longitudinal deles seja ortogonal ao sentido de laminação da chapa, feito de maneira análogo ao ensaio de tração. Ainda segundo Richter, a preparação dos corpos de prova compreende a aplicação de uma grade de medição em cima da superfície da chapa, de forma a não influenciar na sua conformabilidade. Em chapas de alumínio, a grade é aplicada a partir de um processo eletroquímico, apesar de que Moreira et al, (2003), e o próprio Keeler, (1968), proporem um método de marcação por serigrafia (pintura). Voltando a descrição do ensaio segundo Marciniak, Richter, (2003), destaca que entre o próprio corpo de prova e o punção fica mais uma chapa perfurada na parte central, para que se reduza o atrito entre a face frontal do punção

e o corpo de prova. Esta chapa é chamada “dummy blank” ou “driving blank”. Entre o corpo de prova e o “dummy” blank não há lubrificação nenhuma para maximizar o atrito e evitar movimento relativo, enquanto que, entre o punção e o “*dummy blank”* há lubrificação com óleo para diminuir o atrito e facilitar o escoamento.

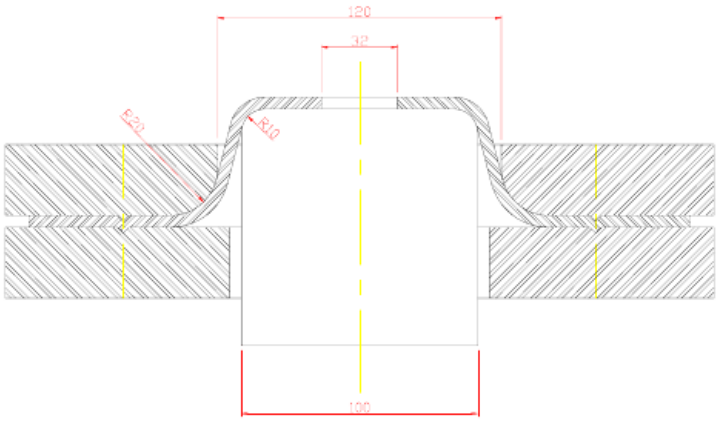


Figura 2.31 – Ferramental utilizado para execução do teste Marciniak (RICHTER, 2003).

Durante o ensaio a chapa é deformada até ocorrer a primeira trinca no material do corpo de prova, de forma que, para que o ensaio seja válido, torna-se necessário que o corpo de prova trinque mais ou menos no centro do punção, que o “*dummy blank”* não esteja trincado e que o punção não chegue a passar pelo furo do “*dummy blank”*, sem entrar em contato com o corpo de prova.

Já o método segundo Nakazima, Richter (2003), descreve o ensaio como sendo executado com um ferramental composto por um punção hemisférico, uma matriz e um prendedor de chapas. Segundo ele, a força aplicada no prensa chapas, evita qualquer escorregamento do material do flange para a parte central do corpo de prova que está sendo deformado durante o ensaio. A geometria dos corpos de prova é baseada em tiras retangulares de diferentes larguras, de forma que os copos de prova mais estreitos têm a forma de um corpo de prova para o ensaio de tração, com uma parte paralela de pelo menos 50% do diâmetro do punção. Isto porque os corpos de prova mais estreitos mostram um comportamento não desejado de ruptura prematura perto do raio da matriz.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Será descrito neste capítulo a definição dos processos selecionados, a obtenção das amostras e as técnicas utilizadas para realização e caracterização e dos resultados.

3.1 DEFINIÇÕES DOS PROCESSOS

O escopo propõe a análise comparativa da liga AA1050 laminada a frio, com posterior recozimento, obtida por processos de solidificação distintos. Os processos escolhidos foram àqueles disponíveis e com grande utilização por parte de clientes da CBA, que produzem peças estampadas ou conformadas, especialmente utensílios domésticos como panelas e caçarolas. Também para efeito de análise, foi contemplado um terceiro processo de fabricação de chapas, a partir de vazamento caster, onde o material sofre uma homogeneização intermediária, após 35,7% de encruamento devido à laminação a frio.

Tabela 3.1 – Identificação das amostras em função do processo e condição do material.

Processo	Liga / Tipo	Identificação da amostra	Etapa de retirada da amostra / condição da amostra
C	AA1050 / Placa - DC	C0	Após solidificação / Bruto de fusão na espessura de 240,0mm
		C1	Após LQ / Laminada para 7,0mm
		C2	Após LF / Encruada na espessura de 1,8mm
		C3	Após TT / Recristalizada na espessura de 1,8mm
D	AA1050 / Caster - CC	D1	Após solidificação / Bruto de fusão na espessura de 7,0mm
		D2	Após LF / Encruada na espessura de 1,8mm
		D3	Após TT / Recristalizada na espessura de 1,8mm
E	AA1050 / Caster - CC	E1	Após solidificação / Bruto de fusão na espessura de 7,0mm
		E2	Após LF / Encruada na espessura de 4,5mm
		E3	Após Ho / Homogeneizada na espessura de 4,5mm
		E4	Após LF / Encruada na espessura de 1,8mm
		E5	Após TT / Recristalizada na espessura de 1,8mm

Legenda: LQ = Laminação a quente, LF = Laminação a Frio, TT = Tratamento termico de Recozimento, Ho = Homogeneização.

Devido as vantagens do vazamento de caster, em relação à redução do número de etapas de processos (figura 3.1), o foco das análises será a partir da primeira etapa onde as chapas estão na mesma espessura, ou seja, no início da laminação a frio. Este será o ponto de partida para as análises comparativas. Os detalhes do processamento dos materiais serão abordados ao longo deste capítulo.

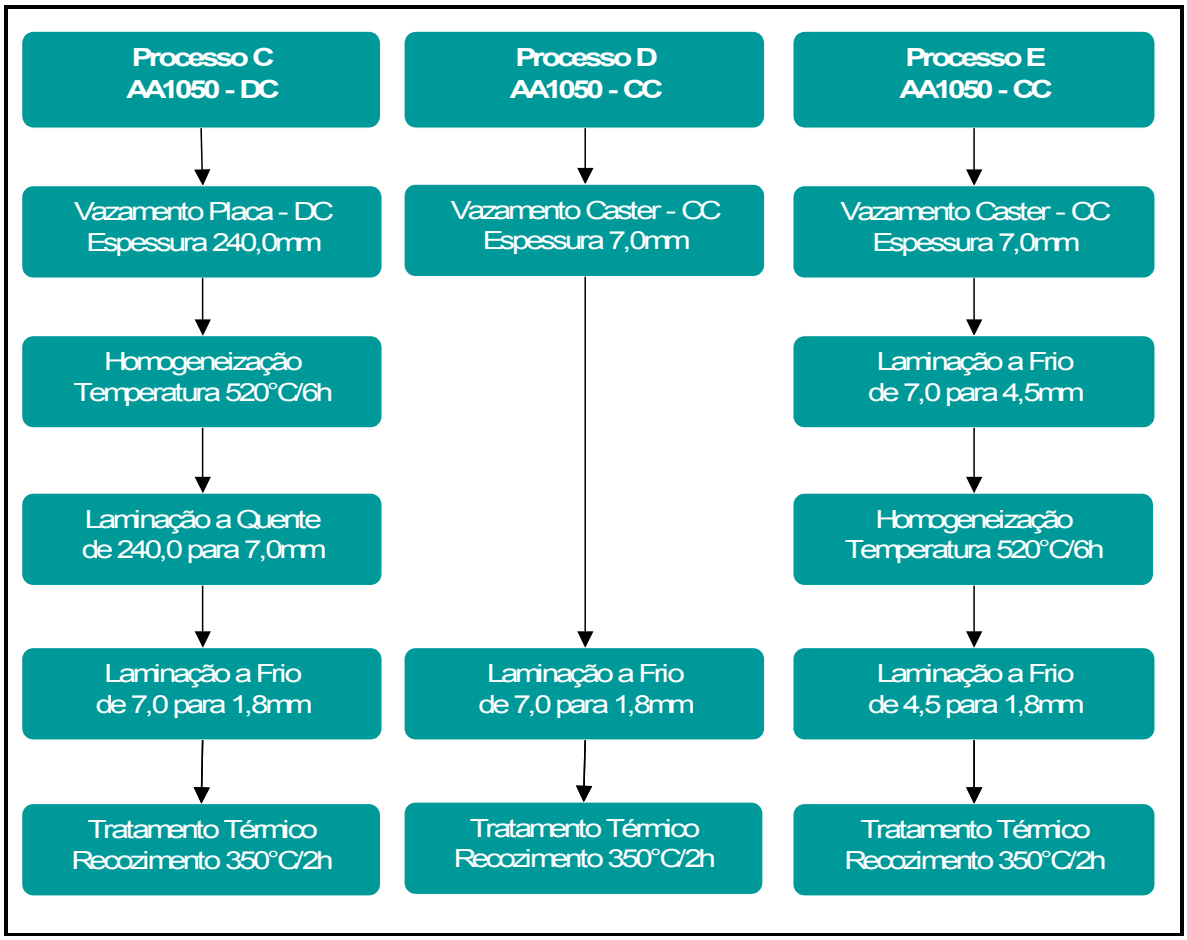


Figura 3.1 – Fluxograma esquemático dos processos de fabricação da liga AA1050 sendo; Processo C - vazamento placa DC Processo D – vazamento caster e Processo D – Vazamento caster com homogeneização intermediária.

3.2 OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS

Para efeitos das análises, as amostras foram colhidas em lotes de produção normais, processados pela Companhia Brasileira de Alumínio - CBA, em

equipamentos de escala industrial, sendo identificadas conforme processo analisado e etapa onde a mesma foi retirada.

Tomaram-se o cuidado de garantir que as amostras sejam representativas do lote, descartando partes antes da estabilização do processo, especificamente as pontas de início e final das bobinas, que não estão em regime de laminação (velocidade e controle de tração e planicidade). Foi garantida também a homogeneidade da temperatura do tratamento térmico, através da medição da temperatura do centro de massa da bobina, durante a homogeneização e recozimento (recristalização).

3.3 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO

Os processos de fabricação dos materiais analisados serão descritos neste tópico, conforme a etapa de produção.

Dentro das limitações de dados, foi resgatado o máximo de informações para relacionar os resultados finais com possíveis causas nos processos de fabricação.

3.3.1 Fornos de Homogeneização de Placa

O material de placa foi submetido a uma homogeneização antes da laminação a quente. Foi utilizado um forno à resistência elétrica, com capacidade para 80 placas, que são tratadas na condição vertical, conforme figura 3.2 abaixo.

O tratamento utilizado garantiu uma temperatura mínima de 520°C por 6h. Após a finalização do tratamento térmico, o material seguiu para a laminação a quente, aproveitando a temperatura elevada.

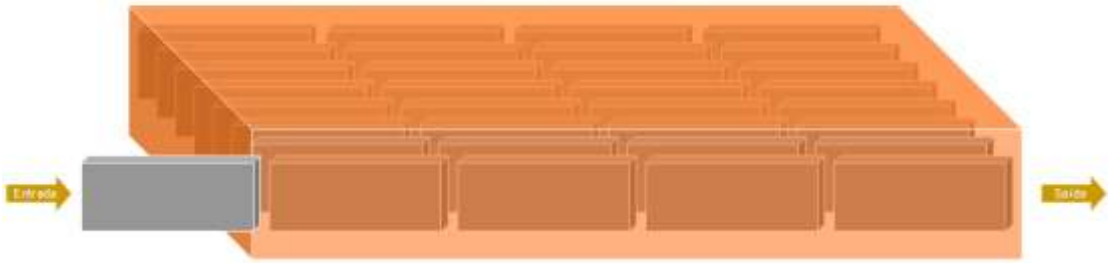


Figura 3.2 – Desenho esquemático do forno de homogeneização de placa.

3.3.2 Laminação a Quente

A laminação a quente foi realizada em equipamento da CBA, os dados do equipamento estão descritos na tabela 3.2 abaixo. Trata-se de um laminador a quente duo reversível, com controle manual de posição e velocidade (figura 3.3).

Figura 3.3 – Laminador a quente duo reversível utilizado para laminar os materiais (CBA).

Os parâmetros de laminação utilizados em produção rotineira foram mantidos, realizou-se a medição das temperaturas, velocidade e reduções entre passes (não sendo divulgado devido à confidencialidade do processo). Devido à condição tecnológica não foi possível identificar a força de laminação empregada.

3.3.3 Laminação a Frio

A laminação a frio foi realizada em dois equipamentos distintos, sendo o primeiro um laminador de desbaste, onde são realizadas as primeiras reduções nos materiais. Trata-se de um equipamento com menos recursos de controle de planicidade e espessura, porém, com uma grande capacidade de redução, os controles de espessura e planicidade são realizados pelo operador, que identifica o desvio, conforme sistemas de medição disponíveis e atua no equipamento para atingir a especificação planejada.

Figura 3.4 – Laminador 4 a frio, utilizado como laminador desbastador (CBA).

Os passes de acabamento foram realizados num laminador acabador, este equipamento possui uma capacidade de redução menor que o laminador desbastador, porém consegue obter velocidades de trabalho muito maiores. Para

garantir o atendimento das especificações de espessura e planicidade, o laminador é dotado de sistemas automáticos de medição e controle, garantindo uma boa precisão das características e ao mesmo tempo com uma grande eficiência de produção. Tais equipamentos estão caracterizados na tabela 3.2 e figura 3.4 e 3.5.

Tabela 3.2 – Características dos laminadores que processaram as amostras.

Característica	**Laminador a Quente**	**Laminador a Frio - Desbaste**	**Laminador a Frio - Acabamento**
Nome do laminador	2aQuente	4aFrio	Intermédio
Fabricante	Achenbach	Achenbach	Achenbach
Tipo de Laminador	Reversível	Irreversível	Irreversível
Numero de cilindros	2	4	4
Diâmentro dos cilindros de apoio	NA	971,9mm	960,0mm
Diâmentro dos cilindros de trabalho	671,0mm	398,2mm	347,6mm
Potência	2.000KW	2.200KW	1.600KW
Velocidade máxima	130m/min	250m/min	400 m/min
Tração de desbobinamento	NA	360Kw	340Kw
Tração de bobinamento	50Kw	360Kw	520Kw
Espessura máxima de entrada	240,0mm	10,0mm	2,0mm
Espessura mínima de saída	6,0mm	1,0mm	0,2mm
Larguras mínima / máxima	750 / 1310mm	750 / 1310mm	750 / 1310mm
Tipo de medidor de espessura	Relógio comparador (posição)	fonte radioativa	raio - x
Controle automático	nenhum	nenhum	espessura e planicidade
Tipo de Lubrificante	Emulsão com 5% de óleo	Óleo mineral com aditivos	Óleo mineral com aditivos
Temperatura de trabalho do lubrificante	45°C	40°C	40°C

(a)

(b)

Figura 3.5 – Laminador Intermédio, utilizado como laminador de acabamento sendo: (a) área de bobinamento, saída do laminador; b) detalhe do púlpito de comando (CBA).

Devido à necessidade de preparação do equipamento, como engate e aceleração e desaceleração, o início e fim de cada bobina está numa condição que não representam o processo, estão fora da condição de regime de laminação. A

figura 3.6 apresenta o gráfico de uma das bobinas onde foram colhidas as amostras, as regiões identificadas representam as etapas de início e final de laminação, as amostras foram retiradas somente após descarte de 30% do material, para eliminar as pontas geradas em todas as etapas de laminação.

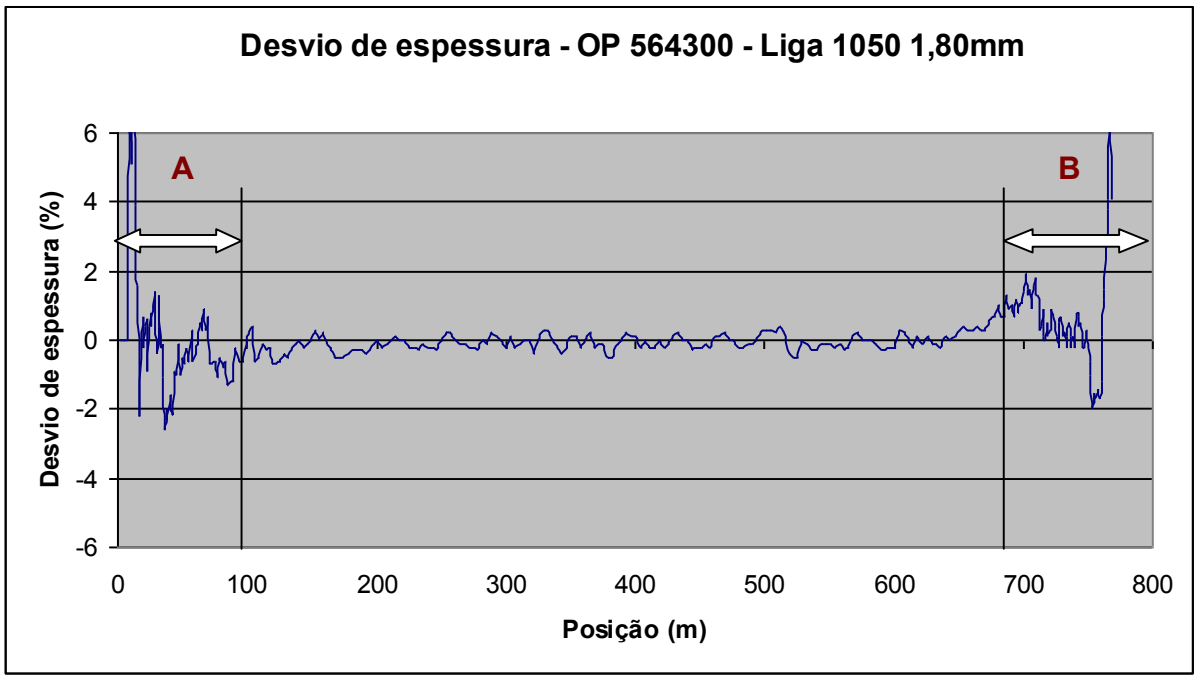


Figura 3.6 – Variação de espessura da OP 564300 – liga AA1050 espessura de 2,20 para 1,80mm no laminador acabador, pontos A e B indicam início e final de processo, com variação acentuada da espessura.

3.3.4 Tratamento Térmico de Recozimento e Homogeneização de Bobinas

O tratamento térmico de recozimento foi realizado num forno estacionário á resistência elétrica, com atmosfera neutra com adição de N_2 como gás inerte, o forno tem capacidade para tratar 20 bobinas por ciclo de tratamento, as bobinas de alumínio devem ter larguras máxima de 1360mm. e, diâmetro externo máximo de 1100mm.

Os parâmetros de temperatura e tempo são controlados por software desenvolvido pela Presys®, exclusivamente para este forno. O sistema monitora as

temperaturas dos materiais, tendo como leitura termopares tipo “K” colocados em até duas bobinas que estão dentro do forno, através desta informação o sistema atua nos controladores das resistências do forno aumentando ou diminuindo a temperatura.

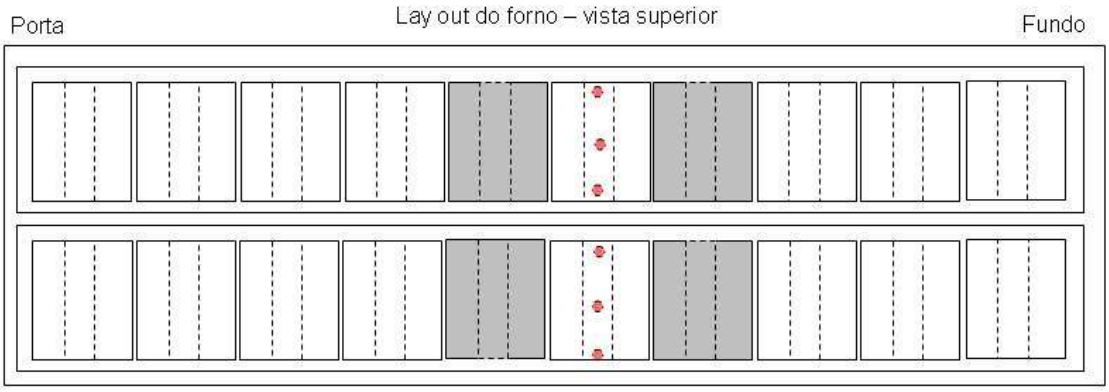
Para garantir a total homogeneidade dos tratamentos, todas as bobinas foram tratadas juntas, sendo colocadas no formo conforme desenho esquemático indicado na figura 3.7. Para este trabalho, foram monitoradas duas bobinas que estavam no mesmo tratamento, contendo três termopares cada (figura 3.7b e 3.7b), estes foram posicionados nos centros de massa e em posições que representem o fluxo calor no interior do material, representando com boa precisão o que houve nas bobinas em que se retiraram as amostras, pois foram posicionadas ao lado destas.

A posição do conjunto de bobinas dentro do forno foi propositalmente selecionada, pois é a região de maior estabilidade térmica, não sofrendo variações bruscas, que podem ocorrer se estivessem próximas à porta do forno onde o fluxo do ar quente é menos homogêneo (figura 3.8a).

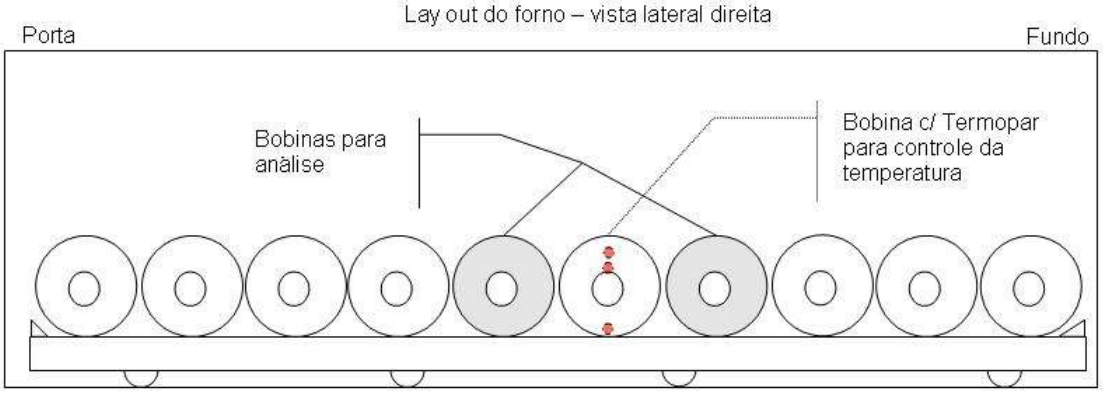
O tratamento garantiu que todos os materiais estivessem com a temperatura de regime de 350°C, com gradiente máximo de 10°C entre as bobinas, o tempo de tratamento foi de 2h em regime, mais o tempo de aquecimento. Após o término do tratamento o material foi resfriado ao ar forçado, tempo total de resfriamento de 8h até atingir a temperatura ambiente.

O tratamento térmico de homogeneização indicado no processo “E” foi realizado num forno semelhante, com capacidade para 4 bobinas, porém com diâmetro máximo de 1800mm cada, este forno foi produzido especialmente para tratamentos de homogeneização e tem maior capacidade de aquecimento que o forno de recozimento.

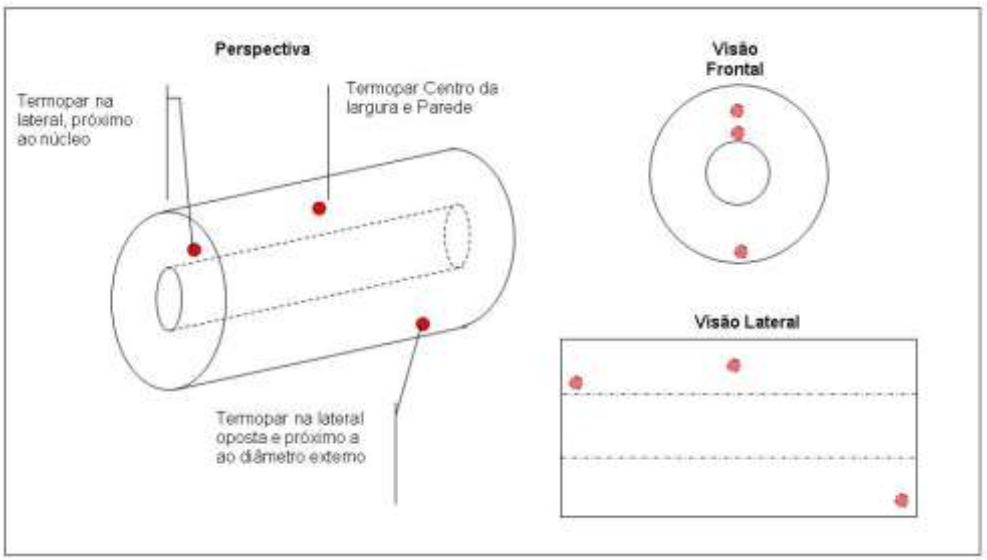
A bobina foi colocada num tratamento com outras três bobinas, que realizaram o mesmo tratamento. A temperatura de tratamento foi de 550°C por 12h de regime, o gradiente térmico foi de +/- 12°C na bobina. Os termopares foram colocadas diretamente na bobina em que se retiraram as amostras. O resfriamento foi realizado ao ar forçado, com tempo total de 16h até a temperatura de 65°C.



(a)



(b)



(c)

Figura 3.7 – Tratamento térmico de recozimento sendo: a) Vista superior do forno, em cinza as bobinas analisadas; b) Detalhamento da posição das bobinas analisadas em relação à bobina com termopar, para controle do tempo e temperatura; c) esquema de colocação dos termopares na bobina de controle.

3.4 COMPOSIÇÃO QUÍMICA (CQ)

As amostras foram colhidas no início do processo, e houve uma preparação da superfície, com lixa de carboneto de silício até a grana 400, em seguida a composição química das amostras foi medida através de espectrômetro de emissão óptica da marca ARL – Applied Research Laboratories, modelo 3460.

3.5 MICROSCOPIA ÓTICA - PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

As amostras foram colhidas nas seguintes etapas de processo;

i) Bruto de fusão, após a solidificação da placa e do caster.

ii) Após a laminação a quente, no caso do material de placa.

iii) Após a laminação a frio, estado encruado.

iv) Após o tratamento térmico de recozimento.

As amostras foram preparadas conforme a seguinte sequência.

a) Corte em cut-off com tamanho de 10x10mm

b) Fresagem para ¾ e ½ da espessura, conforme figura 3.8 abaixo

c) Preparação em lixas d'agua granas 220, 400 e 800.

d) Polimento intermediário em politriz metalográfica em pano de fibra sintética.

e) Para revelação dos preciptados foi utilizada solução aquosa de HF 0,5% como reagente.

f) Para a análise metalográfica com luz polarizada, as amostras passaram por um processo de oxidação anódica, por meio da imersão em uma solução de Barker (soluça aquosa de HBF_4 – 1,8%) e submetidas a uma fonte de corrente contínua com 20V por 3 minutos. O aparelho da marca Dawer, modelo PS3006CD.

g) Imagens obtidas com auxílio de um microscópio óptico Olympus BX51M e uma câmara fotográfica digital Olympus DP12.

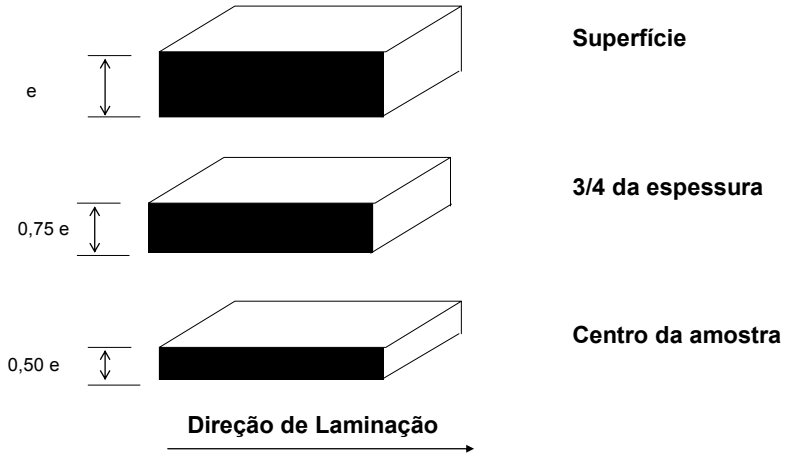


Figura 3.8 – Condição das amostras após lixamento para análise de Microscopia ótica e textura, onde; e = espessura da amostra.

3.6 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

As análises por microscopia eletrônica de varredura foram realizadas em um aparelho modelo XL-30 da Philips, no Laboratório de microscopia do Departamento de Metalurgia e de Materiais (PMT) da EPUSP. Este equipamento dispõe dos detectores de Elétrons Secundários (SE) e Elétrons Retroespalhados (BSE), de Analisador de Raios X por Dispersão de Energia (EDS) e de Analisador por Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD).

Elétrons Secundários (SE) e Elétrons Retroespalhados (BSE)

Imagens das microestruturas foram feitas nos modos de elétrons secundários e retroespalhados. As amostras foram preparadas por polimento mecânico, sem ataque.

Espectroscopia por dispersão de energia (EDS)

A técnica de espectroscopia por dispersão de energia, acoplada ao MEV, foi utilizada para a determinação das composições químicas dos precipitados presentes nas amostras. As amostras foram preparadas por polimento mecânico, sem ataque.

Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

A difração de elétrons retroespalhados é uma técnica utilizada em medidas de orientação de grãos (microtextura e macrotextura). As amostras foram preparadas por polimento mecânico, sem ataque, sendo que a preparação da superfície da amostra é crítica, uma vez que as informações de difração são provenientes de uma profundidade de 20 nm da camada da superfície.

3.7 ANÁLISE DE TEXTURA

O conhecimento da textura é primordial para a avaliação do comportamento do material após a conformação, para isto as amostras foram lixadas para avaliar a textura ao longo da espessura, igual ao definido para a análise de microscopia ótica, ver figura 3.8.

No estudo da macrotextura utilizou-se um goniômetro automático de textura acoplado a um difratômetro Rigaku, modelo DMAX-2000 instalado no Laboratório de Difração de Raios X, no Centro de Ciência e Tecnologia dos Materiais (CCTM) do Instituto, de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN). Utilizou-se radiação $MoK\alpha_1$ (λ= 0,7093 Å) passo angular de 5º e tempo de contagem de 5 segundos. As amostras foram cortadas nas dimensões de 20 x 20 mm e preparadas por polimento eletrolítico, sem ataque.

Os planos cristalográficos escolhidos (típicos da estrutura CFC) para levantamento das figuras de pólo foram: (111), (200), (220) e (311). Com os dados gerados pelas figuras de pólo foram determinadas as funções de distribuição de orientação (FDO's), utilizando o programa PAT, desenvolvido pelo Dr. Nelson Batista de Lima e Eguiberto Galego (Lima, 1991; Galego, 2004).

Figura 3.9 – Difratômetro Rigaku (IPEN).

3.8 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados para obtenção dos limites de escoamento, limite de resistência a tração e alongamento.

Estes ensaios foram realizados em todas as amostras colhidas após cada etapa de processo, conforme indicação das amostras colocadas na tabela 3.2.

Os ensaios foram realizados em uma máquina da marca Emic, modelo DL 5000/700, com capacidade de 5000KN, possuindo extensômetro. A norma utilizada realização do ensaio foi a NBR 7549:2001 – Alumínio e suas ligas - Ensaio de tração dos produtos dúcteis e fundidos.

3.9 COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO(n) E ANISOTROPIA

O coeficiente de encruamento(n) e de anisotropia plástica (R), relacionados à anisotropia do material, foram realizados somente para as amostras após laminadas

a frio na espessura de 1,8mm recozidas, pois representa o estado final do material, antes da conformação.

Os ensaios foram realizados em uma máquina da marca Zwick, modelo 1475-TM com capacidade de 100 KN, possuindo extensômetro. As normas utilizadas foram a DIN 51.221-1 e a DIN-EM 10002-2.

Para realização do ensaio, foram retirados três corpos de prova de todas as amostras nos sentidos de 0° 45° e 90° em relação ao sentido de laminação.

3.10 ENSAIO DE DUREZA

As amostras foram submetidas ao ensaio de dureza Brinnell em um aparelho da marca Future Tech, modelo LC 200RB.

Foram realizadas três medidas em cada amostra e apresentada a média.

3.11 ENSAIO ERICHSEN

Foi realizado o ensaio Erichsen nos materiais, onde o este é submetido a um sistema biaxial de tensões de tração, em geral simétrico, simulando uma operação de conformação por estiramento, através de um punção sólido hemisférico.

A grandeza medida é a profundidade máxima de penetração do punção até o início da ruptura (em mm). Apresenta o inconveniente de não ser um número adimensional e depende essencialmente da espessura do material ensaiado, dificultando a comparação entre materiais com espessuras diferentes. A figura 3.11 apresenta o ferramental utilizado no ensaio.

Para o ensaio Erichsen foi utilizado um equipamento da marca Erichsen, modelo 145-60, instalado na CBA (figura 3.10). A máquina possui capacidade de carga para 600kN.

Figura 3.10 – Equipamento para ensaios de orelhamento, Erichsen e curva CLC (CBA).

Figura 3.11 – Ferramental utilizado para realizar o ensaio de Erichsen (CBA).

3.12 ENSAIO DE ORELHAMENTO (“EARING”)

O ensaio de orelhamento ou “earing” foi realizado para identificar a tendência de o material formar orelhas após a estampagem, e revela também o sentido preferencial de deformação. O ensaio consiste na estampagem de um “copinho” (figura 3.12) de dimensões controladas através de um punção com velocidade constante.

O ferramental corta automaticamente da amostra (retângulo com dimensões de 80x240mm), um disco com diâmetro de 64mm. que é pressionado no ferramental com orifício de ~34mm. através de um punsão com diâmetro de 32mm. gerando o “copinho” ao final do ensaio.

O resultado do ensaio revela de forma direta a textura do material, pois conforme Engler (2007), a textura tem uma forte influência no orelhamento.

Os valores do ensaio serão expressos conforme fórmulas 3.1 e 3.2..

$$Z = \frac{\overline{h\max} - \overline{h\min}}{\overline{h\min}} \qquad (3.1)$$

Onde: $\overline{h\max}$ = média das alturas máximas (orelhas)

$\overline{h\min}$ = média das alturas mínimas (vales)

$$\Delta Z = \frac{2\overline{h45°} - \overline{h0°} - \overline{h90°}}{\overline{h0°} + \overline{h90°}} \qquad (3.2)$$

Onde: $\overline{h0°}$ = média das alturas na direção de laminação

$\overline{h45°}$ = média das alturas a 45° da direção de laminação

$\overline{h90°}$ = média das alturas a 90° da direção de laminação

A figura 3.13, apresenta o ferramental utilizado para realizar o ensaio, que foi realizado nas amostras após o tratamento de recozimento final, sendo feito em três amostras utilizando-se a média dos valores. O ferramental foi montado no mesmo equipamento utilizado para realizar o ensaio de Erichsen (figura 3.10).

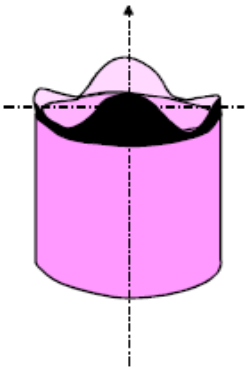


Figura 3.12 – Desenho esquemático da amostra após realização do ensaio de orelhamento.

Figura 3.13 – Ferramental utilizado para realizar o ensaio de orelhamento (CBA).

3.13 CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO (CLC)

A curva limite de conformação foi obtida á partir de ensaios realizados no Laboratório de ensaios mecânicos da Companhia Brasileira de Alumínio (CBA).

Para obtenção da curva foram seguidos critérios definidos na norma ASTM E 2218-02 – “Standard Test for Determining Forming Limit Curves”, que define os parâmetros do ensaio como; dimensão da grade de círculos e número de amostras, no caso três amostras para cada dimensional dos corpos de prova.

Figura 3.14 - Desenho esquemático dos círculos com diâmetro de 2mm. gravados nas amostras para obtenção da curva CLC.

As etapas de realização do ensaio foram às seguintes;

Preparação dos corpos de prova, nas dimensões de 75x100mm; 105x100mm e disco com diâmetro de 195mm. Os dois primeiros corpos de prova seguiram o desenho esquemático, conforme figura 3.15. Todos os corpos de prova foram confeccionados através de eletroerosão, para evitar possível nucleação de trincas, devido a alguma falha de corte (conforme indicado na norma).

Após preparação os corpos de prova sofreram a marcação eletroquímica. Sendo feito a gravação de uma malha de círculos com diâmetro de 2mm.(figura 3.14) em toda a superfície das amostras.

Com as amostras marcadas, todas as peças foram submetidas ao ensaio de conformação, sendo utilizado o mesmo equipamento para realização do ensaio de Erichsen, porém utilizando um ferramental de formato semi-esférico (figura 3.16), com diâmetro de 100mm, este ferramental foi lubrificado com vaselina sólida, para minimizar o atrito entre o material e o ferramental. Conforme definido em norma, todas as peças foram ensaiadas à velocidade constante de 1,50m/min. Foi aplicada uma força de 35 kN no prensa chapas, sendo esta suficiente para evitar o escorregamento da amostra durante a conformação.

Após deformação foi realizado a medição em estereoscópio da deformação das circunferências localizadas próximas às regiões de ruptura do corpo de prova, e

calcularam-se as deformações maiores (e_1) e deformações menores (e_2). Para o cálculo da deformação foi utilizado às seguintes fórmulas.

$$e_1 = LN(\frac{d_t}{d_0}) \qquad (3.3)$$

$$e_2 = LN(\frac{d_l}{d_0}) \qquad (3.4)$$

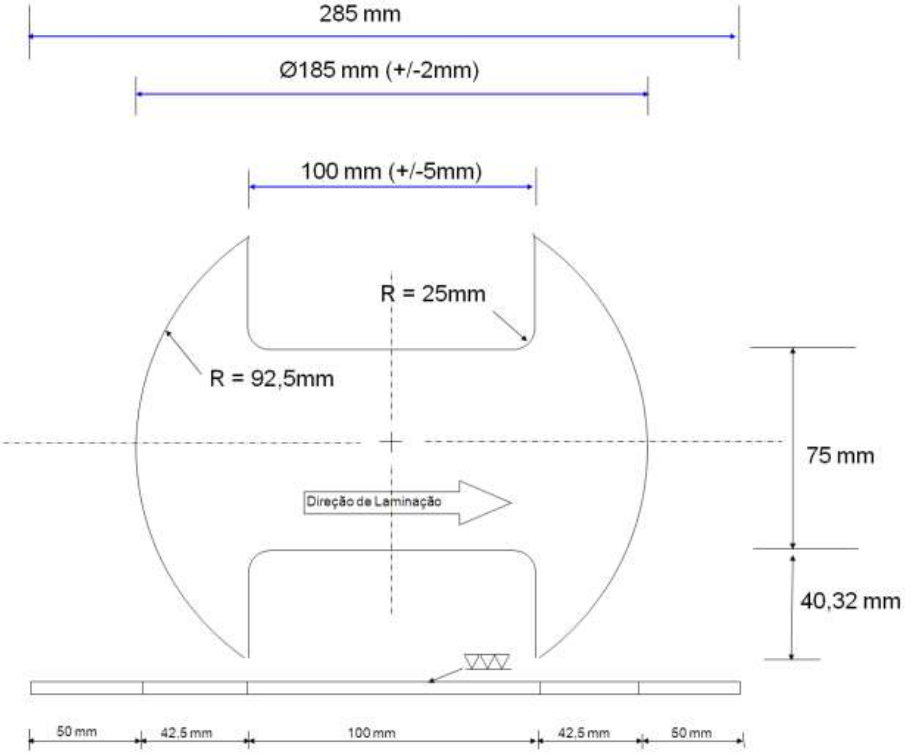
Onde;

d_0=diâmetro inicial da circunferência, que no caso é 2,00mm;

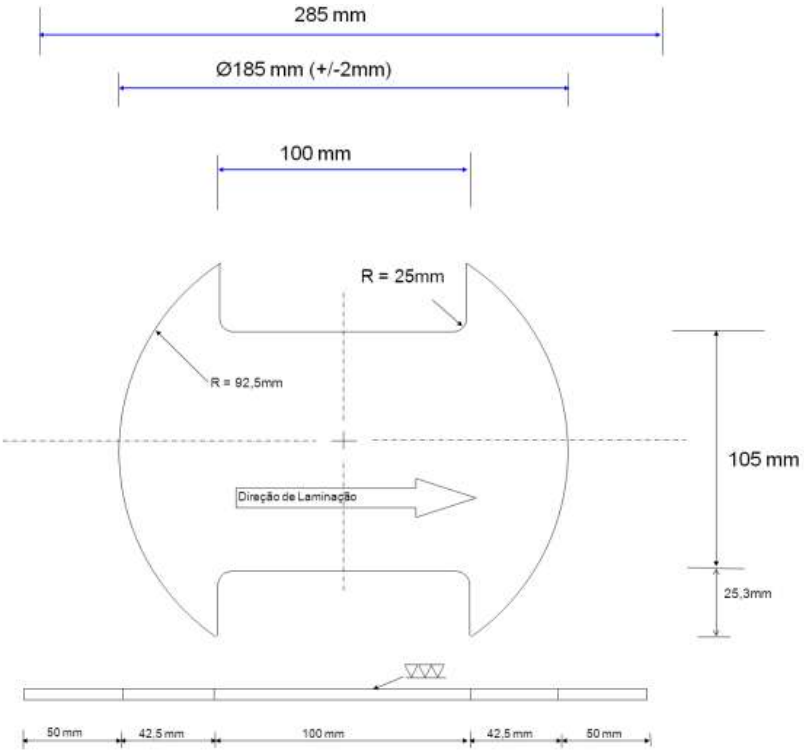
d_t = diâmetro da circunferência após a deformação na direção transversal ao sentido de laminação e;

d_l = diâmetro da circunferência após a deformação na direção longitudinal ao sentido de laminação.

Figura 3.16 – Ferramental utilizado para conformação dos corpos de prova para obtenção da curva limite de conformação – CLC (CBA)



a)



b)

Figura 3.15 - Corpos de prova utilizados para obtenção da curva CLC, sendo a – Corpos de prova para tensões de tração e b – corpo de prova para tensões biaxiais (Segundo Norma ISO 12004-2, 2008).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Serão abordados neste capítulo os resultados dos ensaios realizados e discutido suas implicações.

4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

As amostras apresentaram a composição química conforme descrito na tabela 4.1, esta composição química resultou em valores dentro do esperado, pois o material foi produzido dentro dos limites definidos na norma NBR 7556. Os lotes foram preparados dentro das condições normais de fabricação, qualquer variação de elementos em relação à especificação é corrigido ainda com o metal líquido dentro do forno de vazamento, adicionando-se elementos de liga faltantes ou diluíndo o volume do forno com metal "puro", no caso de ultrapassar o máximo permitido para a composição química especificada.

Tabela 4.1 – Composição química encontrada nas amostras analisadas.

Processo	Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	Al
C - Placa	AA1050	0,061	0,248	0,003	0,003	0,004	0,002	0,008	99,69
D - Caster	AA1050	0,098	0,290	0,002	0,001	0,003	0,001	0,011	99,57
E - Caster	AA1050	0,098	0,290	0,002	0,001	0,003	0,001	0,011	99,57

Não foi realizada a análise da composição química ao longo da espessura, pois conforme já identificado em outro estudo (FERNANDES, 2006), a variação não é suficientemente relevante, e as diferenças encontradas estão mais associadas ao erro da análise do que mesmo com a sua variação.

Não foi realizada análise da amostra do processo "E", devido ao fato de ser a mesma bobina utilizada para o processo "D", somente sendo dividida no estado bruto de fusão, no início da laminação a frio.

Não foram identificadas diferenças significativas entre as amostras analisadas e com materiais de outros estudos, o que se justifica, pois se trata de uma liga comercialmente pura, composta por alumínio e contaminantes, conforme pode ser notado no trabalho Oliveira (2009), onde o percentual em peso encontrado para Si e Fe foi 0,07 e 0,236% respectivamente na superfície da amostra.

4.2 MICROSCOPIA ÓTICA (MO)

Neste item serão apresentados os resultados das análises metalográficas das chapas obtidas pelo processo de vazamento via placa e, pelo processo de vazamento via caster, no início do processo e após laminação a frio com posterior recozimento.

4.2.1 Material Bruto de Fusão e Laminado a quente

Na figura 4.1a e 4.1b estão apresentadas as micrografias (MO) da liga AA1050 de placa na condição bruto de fusão, por estas imagens é possível identificar que os intermetálicos se formaram principalmente nos contornos de grão, a sua maioria deve ser Al_3Fe do eutético pois, conforme Mondolfo (2004), este é o principal precipitado para esta liga. Não foram identificadas diferenças significativas entre a superfície e o centro da amostra, devido principalmente a baixa taxa de solidificação, característica do processo de solidificação de placas.

O material proveniente do processo caster, apresentou diferenças mais acentuadas entre a superfície e o centro, conforme pode ser notado na figura 4.1c e 4.2d, já explanado no capítulo dois, o principal motivo para esta diferença é que o modelo de solidificação do caster leva a uma segregação dos intermetálicos no centro da chapa (FERNADES, 2006), estes se alinham no sentido de solidificação, já na superfície existe uma maior quantidade de elementos em solução sólida devido às altas taxas de resfriamento, os precipitados são formados com tamanho médio

menor em relação ao centro e distribuídos de forma mais homogênea, quando comparado com o centro da chapa.

Após a laminação a quente, o material de placa (amostra C1) apresentou precipitados secundários, com tamanho médio maior, quando comparado ao material na condição bruto de fusão (amostra C0), este tipo de precipitado e suas características se justificam devido à homogeneização que antecede a etapa de laminação a quente, e a própria laminação a quente que provoca um alinhamento dos intermetálicos durante o processo de deformação plástica, conforme pode ser notado na figura 4.2.

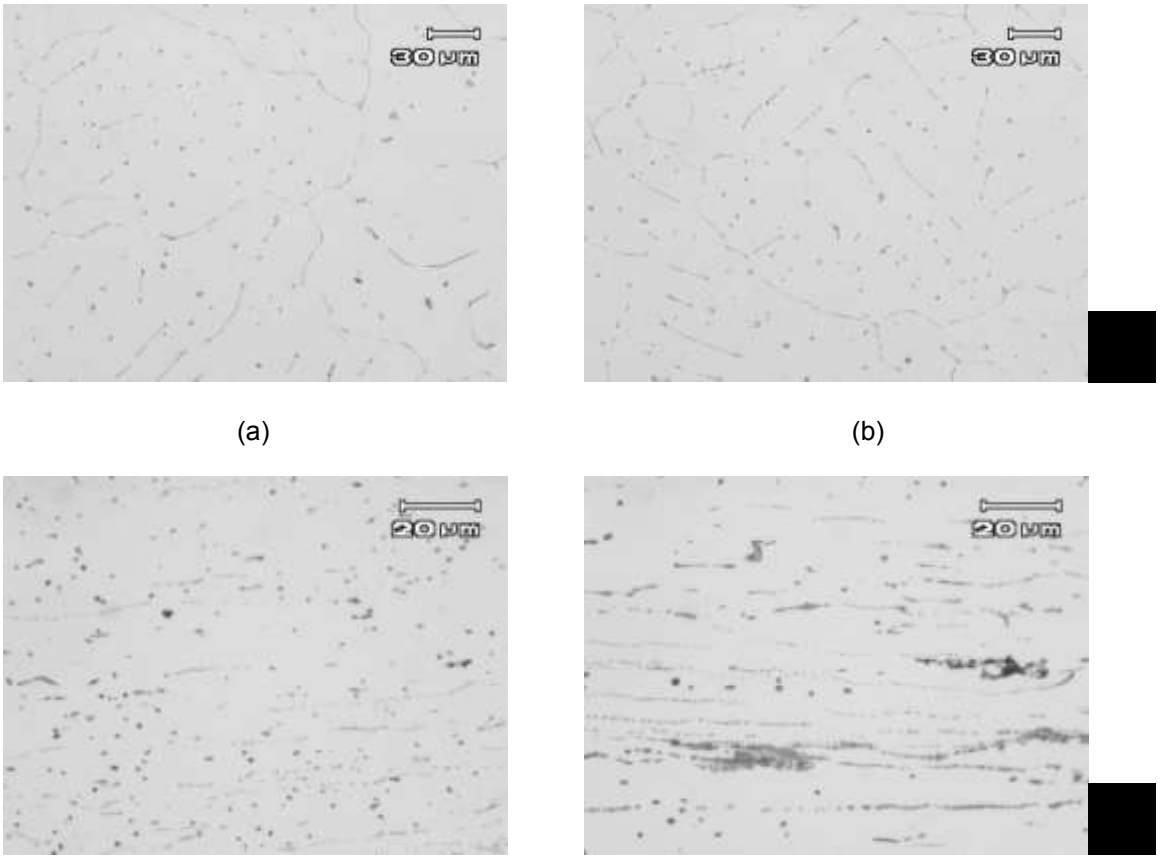
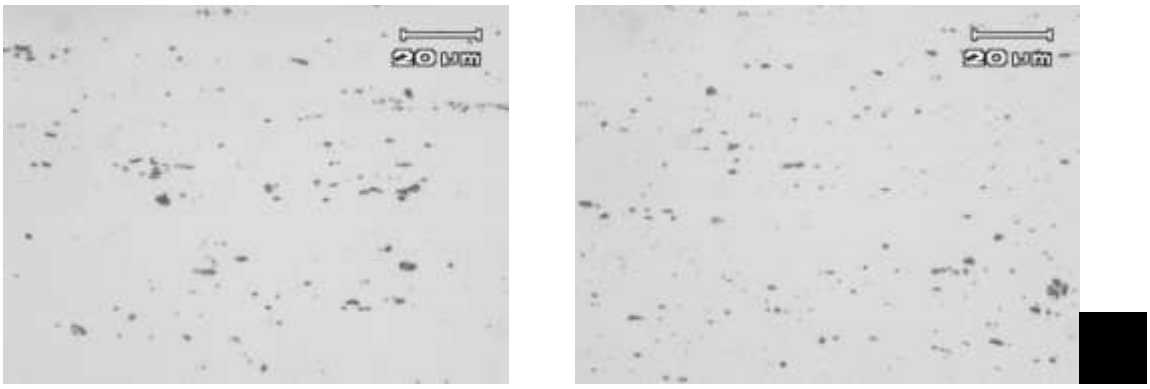


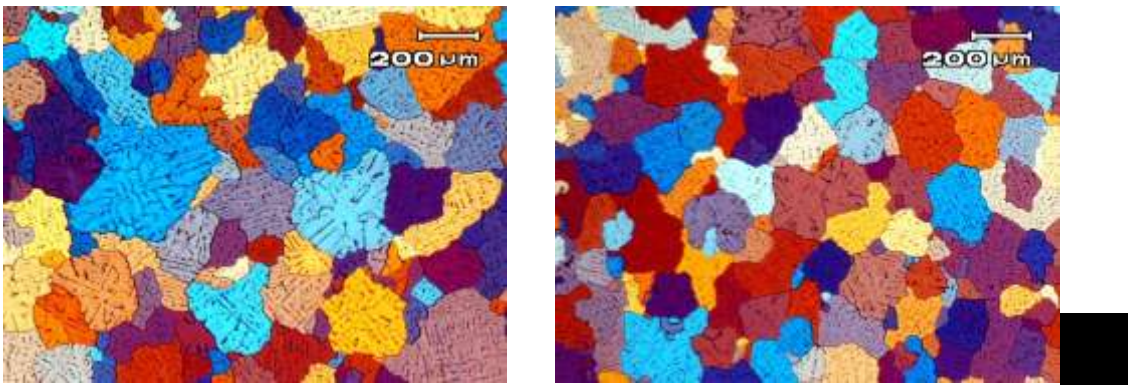
Figura 4.1 – Micrografia mostrando a longitudinal de precipitados da amostra C0, liga AA1050 processo placa no estado bruto de fusão, na secção longitudinal sendo: a) superfície da amostra; b) centro das amostras, e amostra D1, caster bruto de fusão com 7,0mm sendo: c) superfície da amostra; d) centro da amostra.



(a) (b)

Figura 4.2 – Micrografia na seção longitudinal mostrando a distribuição dos intermetálicos paras as amostras na liga AA1050, amostra C1, placa laminada a quente com 7,0mm sendo: a) superfície da amostra; b) centro da amostra

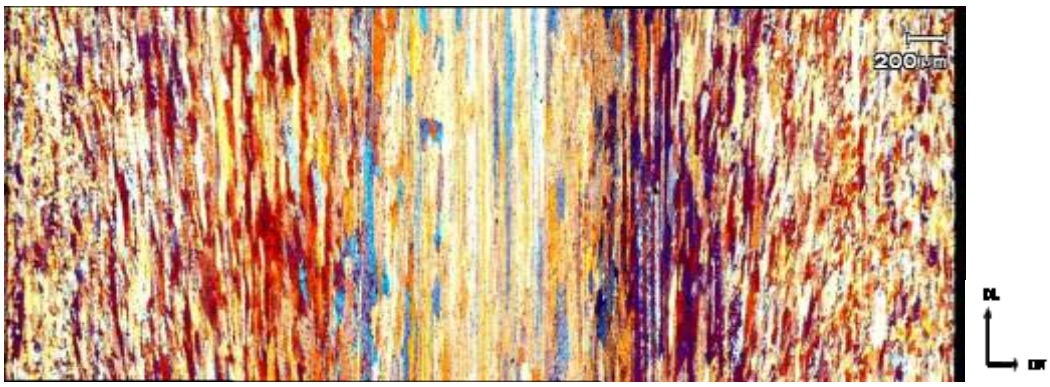
A figura 4.3 apresenta a estrutura granular da placa bruta de fusão, onde é possível observar que no centro da amostra (figura 4.3b) o tamanho de grão é menor que na periferia. A estrutura está repleta de precipitados do tipo “escrita chinesa”, fase α (AlFeSi) que se formam entre os braços dendrídicos no momento da solidificação (BACKERUD, KRÓL e TAMMINEM; 1968). Esta estrutura é típica de uma taxa de solidificação relativamente baixa, da ordem de 1 a 5°C/s, característica do processo de vazamento tipo placa (DC).



(a) (b)

Figura 4.3 – Microestrutura da amostra C0 (MO, luz polarizada), liga AA1050 processo placa no estado bruto de fusão, na secção longitudinal sendo: a) superfície da amostra; b) centro das amostras.

A estrutura granular no material do processo de placa (figura 4.4a) apresenta grãos parcialmente recristalizados, com morfologia irregular, esta condição é devida ao processo de laminação a quente. No centro da chapa pode ser identificada uma região com estrutura mais deformada que na superfície, esta condição deve esta associada a segregação de precipitados de Fe, que podem inibir a recristalização ocorrida durante ou após a laminação a quente.



(a)

(b)

Figura 4.4 – Microestrutura da liga AA1050 (MO, luz polarizada) sendo; a) amostra C1, placa laminada a quente com 7,0mm; b) amostra D1, caster Bruto de fusão com 7,0mm.

O material proveniente do processo caster apresentou uma estrutura deformada, devido à deformação que ocorre no material logo após a solidificação entre os cilindros refrigerados do caster. Na superfície, os grão tem uma orientação de aproximadamente 13° em relação à direção de solidificação, esta orientação se reduz conforme se caminha para o centro da amostras (figura 4.4b).

4.2.2 Material na condição final

Após a laminação a frio para 1,80mm de espessura com recozimento final (350°C por 2h) foram realizadas as análises na condição que antecede a conformação mecânica das amostras.

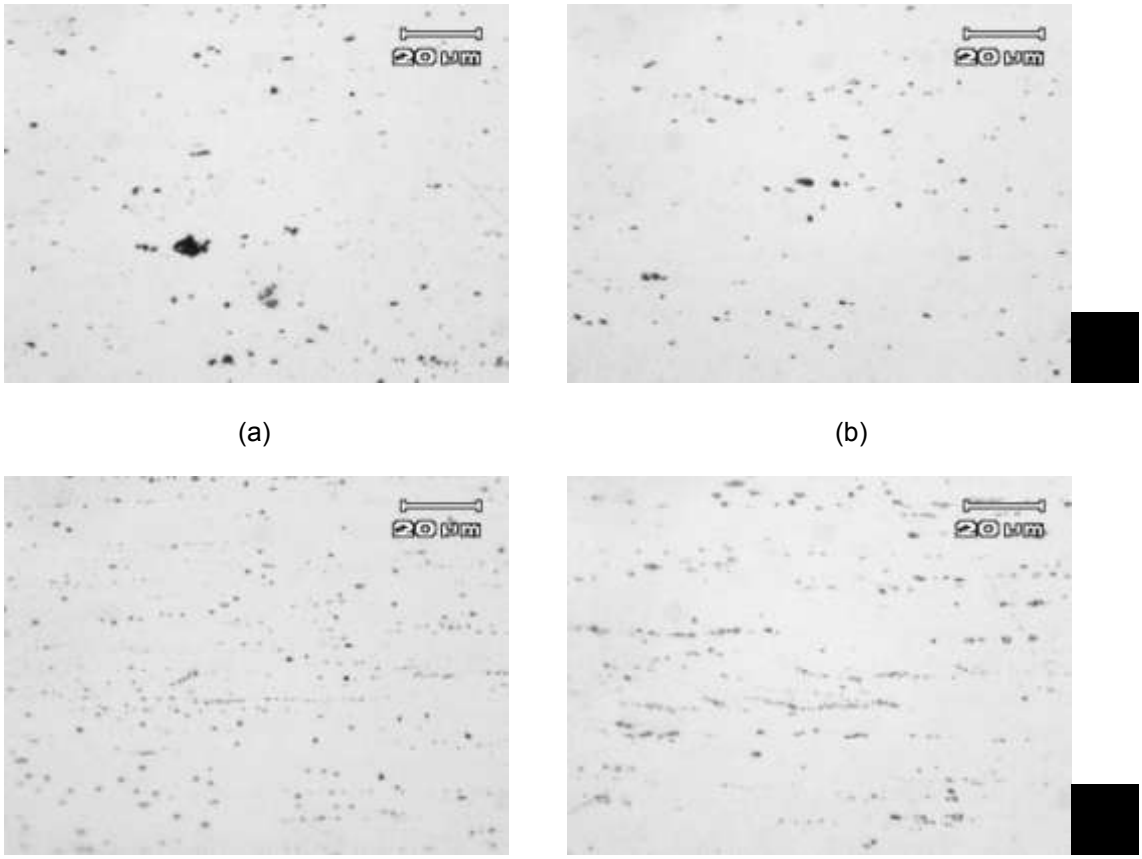
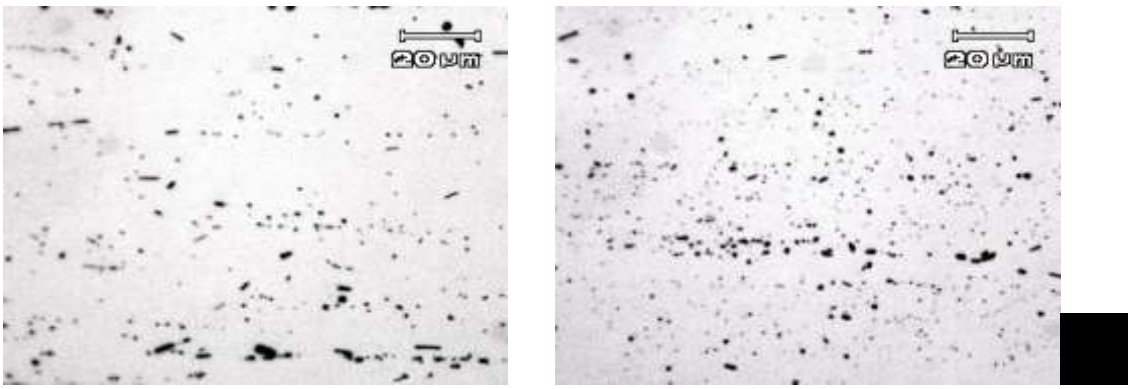


Figura 4.5 – Micrografia na seção longitudinal mostrando a distribuição dos intermetálicos na liga AA1050 laminada a frio para 1,80mm com posterior recozimento, amostra C3 de placa sendo: a) superfície da amostra; b) centro da amostra, e amostra D3 de caster sendo: c) superfície da amostra; d) centro da amostra.

As amostras de caster (D3, E5) apresentaram uma região central com estrutura segregada de intermetálicos, figuras 4.5c, 4.5d e 4.6. É possível notar também que em relação ao início do processo, a amostra D3 apresenta intermetálicos finamente

distribuídos. O material de caster que foi submetido a uma homogeneização intermediária (amostra E5), apresenta uma estrutura diferente, se comparado ao material de caster sem tratamento térmico (figuras 4.5c, 4.5d e 4.6) com precipitados mais grosseiros na amostra E5 em relação à amostra D3. Também neste caso, pode ser notada uma diferença dos precipitados em relação ao centro da amostra, onde a estrutura na superfície tem menor quantidade em relação ao centro da chapa. A amostra de placa (C3) apresentou uma matriz com menor quantidade de precipitados, com o auxilio do software Image Pro Plus foi estimado a fração volumétrica das fases, sendo encontrado 1,18±0,06% contra 1,28±0,01% da amostra E5 e 2,09±0,18% da amostra D3.

A liga AA1050 de placa apresentou uma estrutura granular com tamanho de grão de 32μm, figura 4.7a 4.7b, o material de caster sem homogeneização (D3) revelou tamanho médio de 52μm, figura 4.7c e 4.7d, com maior heterogeneidade, a superfície apresentou tamanho maior que no centro da chapa.



(a) (b)

Figura 4.6 – Micrografia na seção longitudinal mostrando a distribuição dos intermetálicos na liga AA1050 homogeneizada com 4,50mm de espessura, laminada a frio para 1,80mm com posterior recozimento, amostra E5 de caster sendo: c) superfície da amostra; d) centro da amostra.

Contendo uma homogeneização intermediária, o material de caster na liga AA1050, revelou um tamanho de grão médio menor, com 40μm, porém mais homogêneo em relação ao centro da amostra, figura 4.8, e em relação ao material de caster sem a homogeneização (D3), e maior que o material de placa (D3).

O gráfico da figura 4.9 demonstra a variação do tamanho de grão ao longo da espessura da chapa, é possível notar o aumento do tamanho de grão no centro da chapa para os materiais de caster (amostra D3 e E5), e um tamanho menor na superfície. O material de placa apresenta uma maior homogeneidade da estrutura ao longo da espessura. Essa diferença está relacionada com a taxa de solidificação das amostras de caster, que propiciam uma maior segregação dos intermetálicos afetando a cinética de recristalização e crescimento de grão. Mesmo com uma homogeneização intermediária (amostra E5) esta tendência prevalece para a amostra (E5).

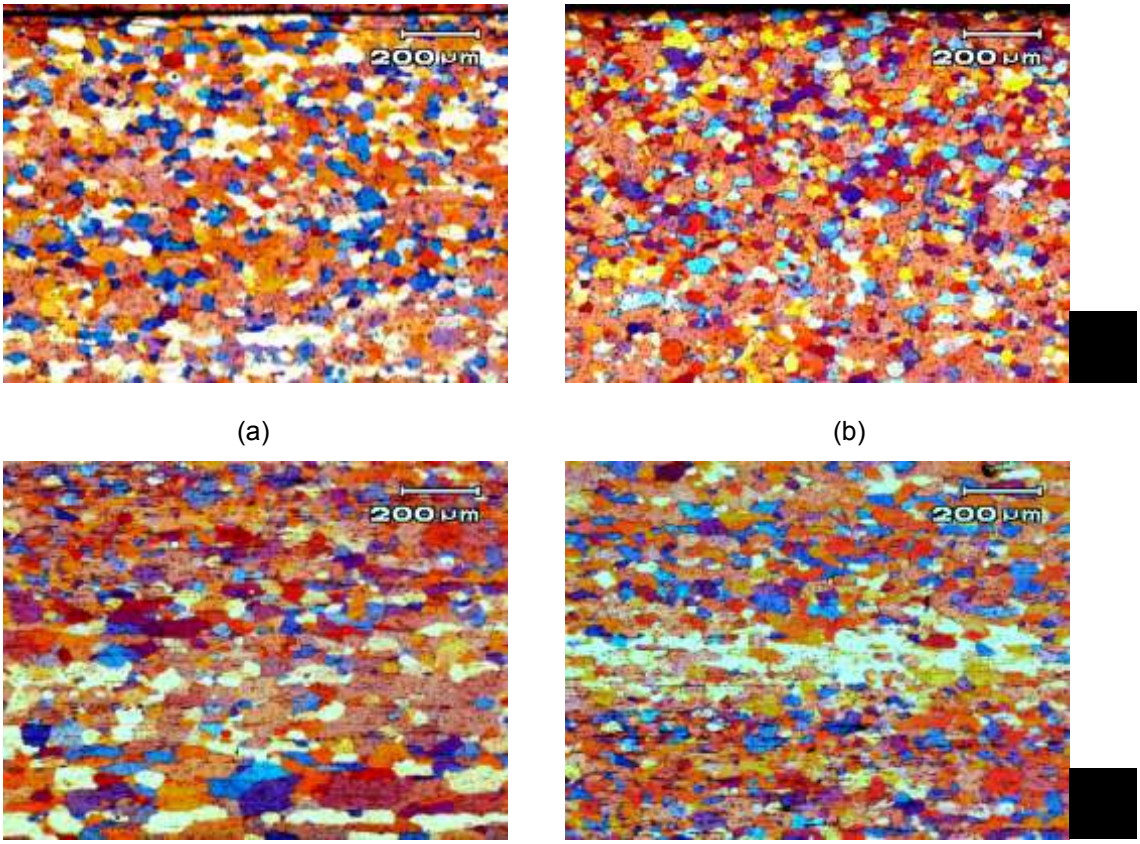
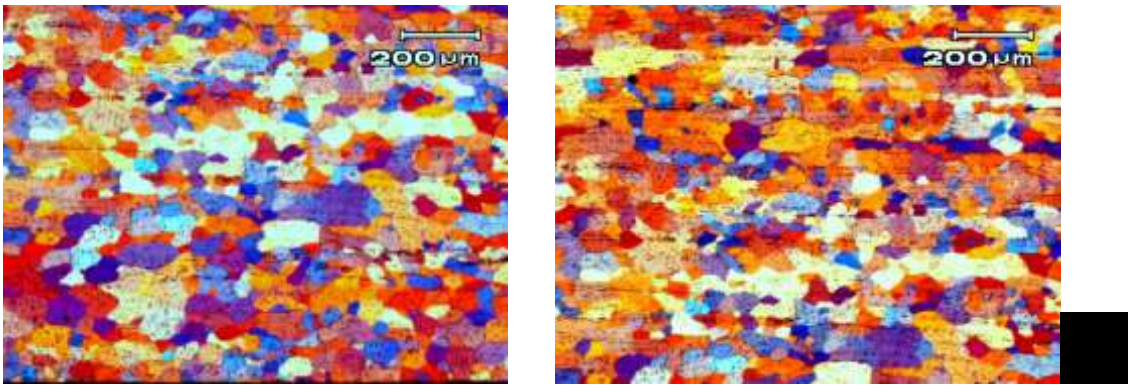


Figura 4.7 – Microestrutura na seção longitudinal da liga AA1050 laminada a frio para 1,80mm com posterior recozimento, amostra C3 de placa sendo: a) superfície da amostra; b) centro da amostra, e amostra D3 de caster sendo: c) superfície da amostra; d) centro da amostra.



(a) (b)

Figura 4.8 – Microestrutura na seção longitudinal (MO, luz polarizada) na liga AA1050 homogeneizada com 4,50mm de espessura, laminada a frio para 1,80mm com posterior recozimento, amostra E5 de caster sendo: c) superfície da amostra; d) centro da amostra.

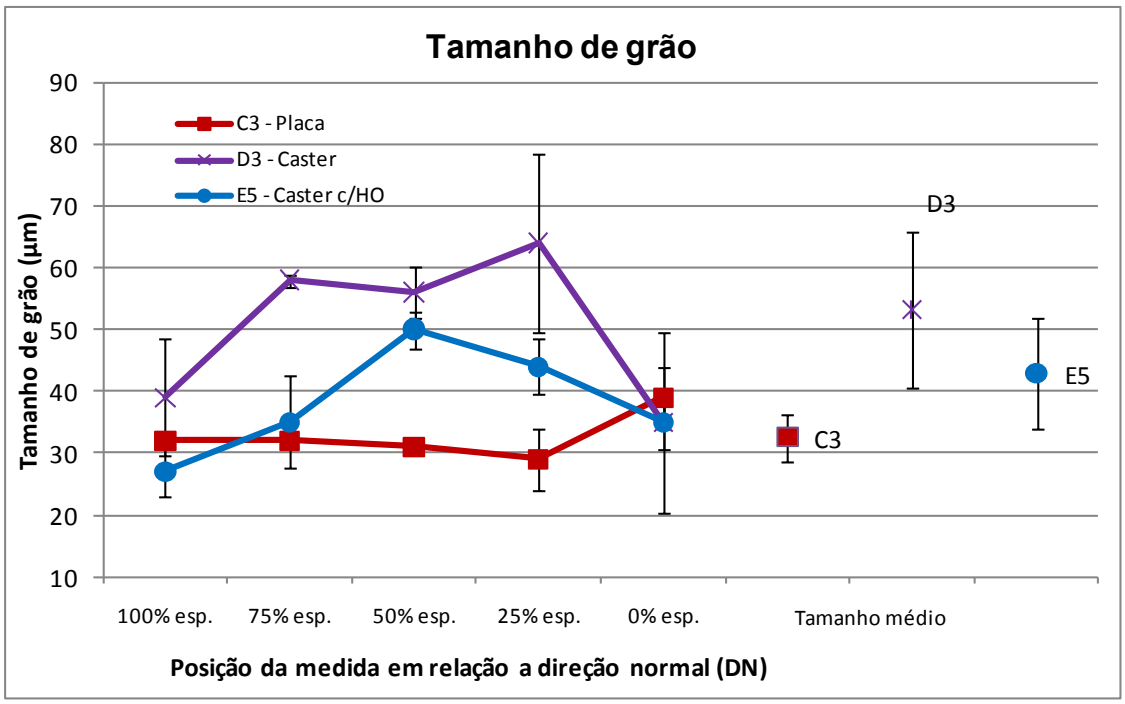
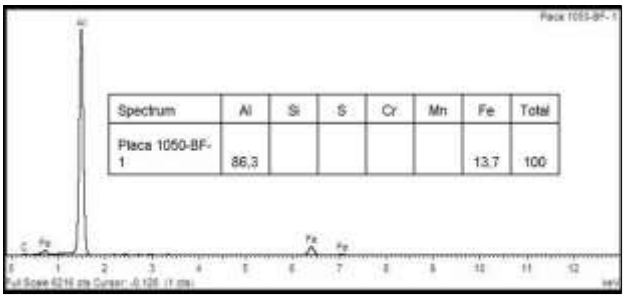


Figura 4.9 – Gráfico comparativo do tamanho de grão ao longo da espessura da amostra na seção normal (DN) e tamanho médio com desvio padrão em µm por amostra, após laminação a frio para 1,80mm de espessura com posterior recozimento, sendo; C3 – Placa; D3 – Caster; e E5 – caster com Ho. Intermediária. (esp. = espessura em mm).

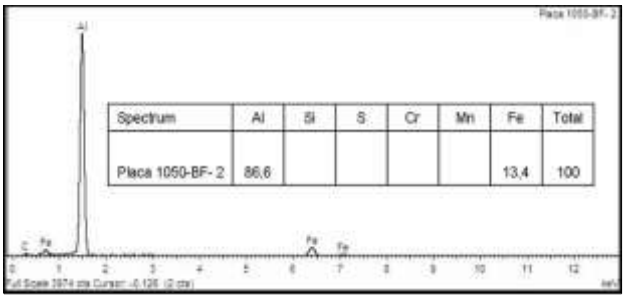
4.3 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

Para efeito de caracterização, foi realizada a análise de microscopia eletrônica de varredura, para identificar os principais intermetálicos nas amostras provenientes de placa (amostra C0) e caster (amostra D1).

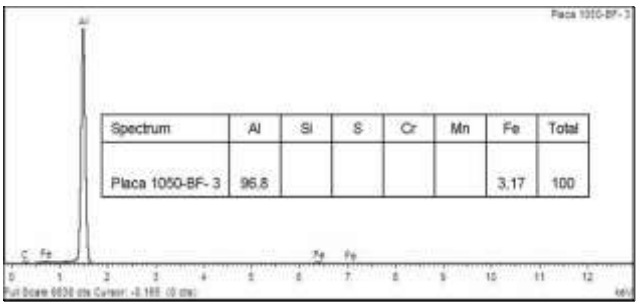
A liga AA1050 apresenta a composição química comercialmente pura, com basicamente contaminantes de Fe e Si e o intermetálico Al_8Fe_2Si, que era esperado para a liga. As fases identificadas na amostra proveniente de placa (C0) provavelmente são Al_3Fe ponto 1 e 2 da figura 4.10b.



(a)



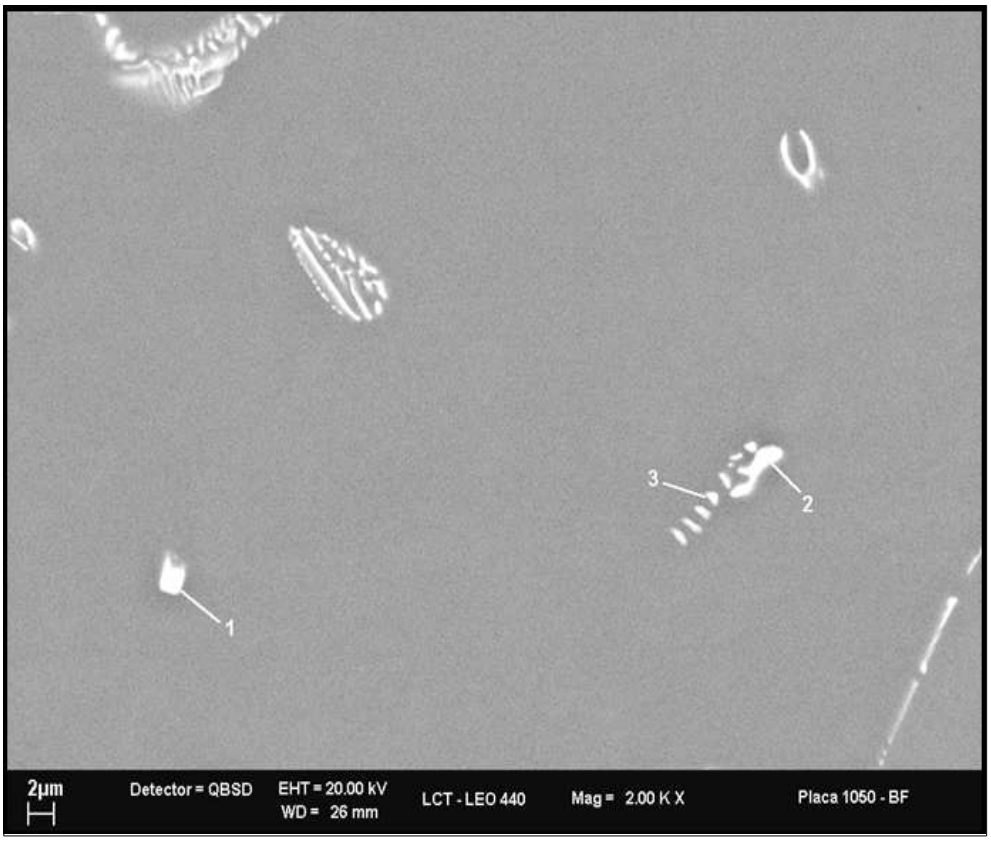
(b)



(c)

Figura 4.11 – Espectro de dispersão de energia (EDS) dos precipitados indicados na figura 4.16, sendo: a)espectro do precipitado 1; b)espectro do precipitado 2; c)espectro precipitado 3.

a)



b)

Figura 4.10 – Micrografia das amostras C0 liga AA1050 de placa, no estado bruto de fusão polida mecanicamente sem ataque, com aumento de 2000X (MEV, imagem de elétrons secundários). Onde; Ponto 1, 2 e 3 são provavelmente precipitados do tipo Al_3Fei.

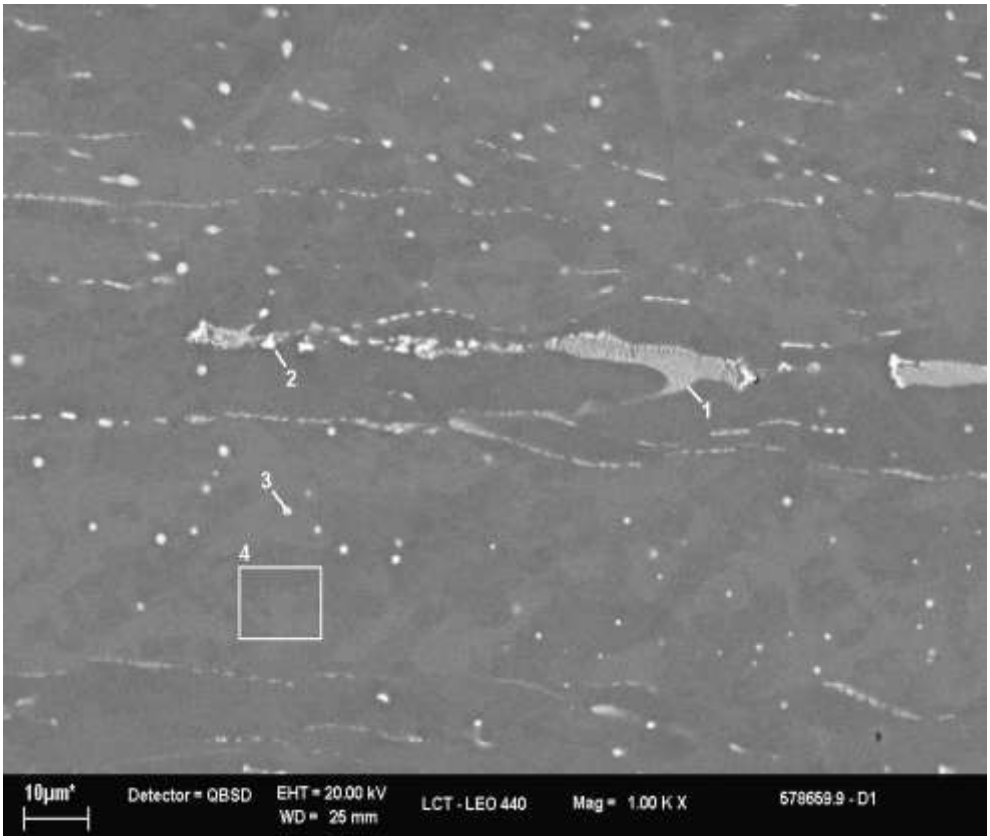
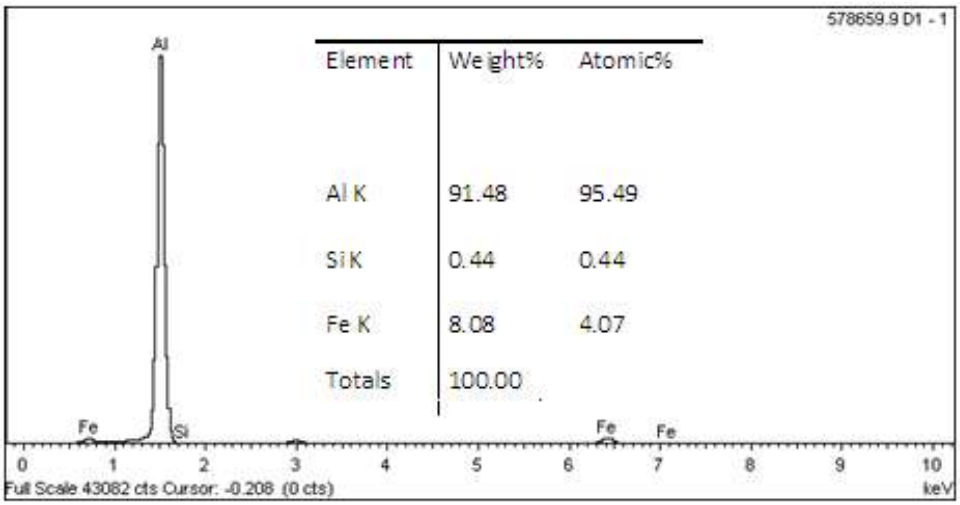
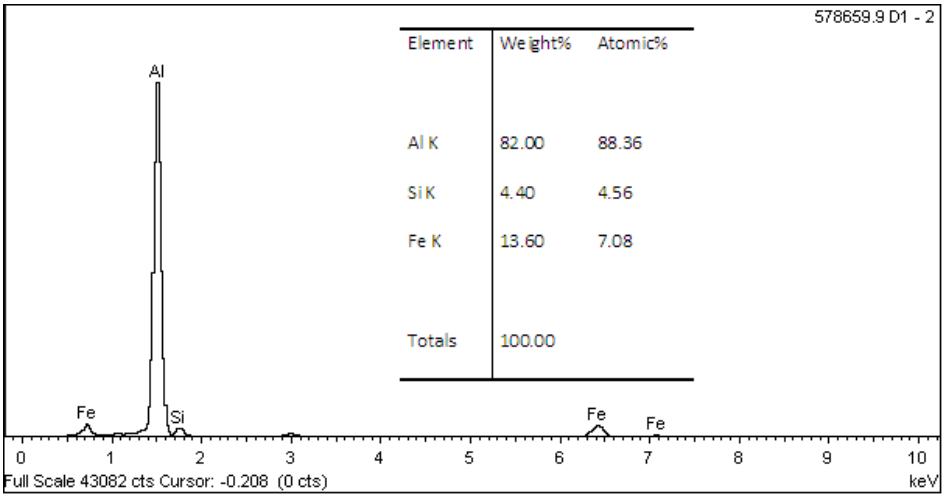


Figura 4.12 – Micrografia das amostras D1 liga AA1050 de caster, no estado bruto de fusão polida mecanicamente sem ataque, com aumento de 2000X (MEV, imagem de elétrons secundários). Onde pontos 1, 2, 3 são provavelmente precipitados do tipo Al_3Fe e o ponto 4 região de Al puro.

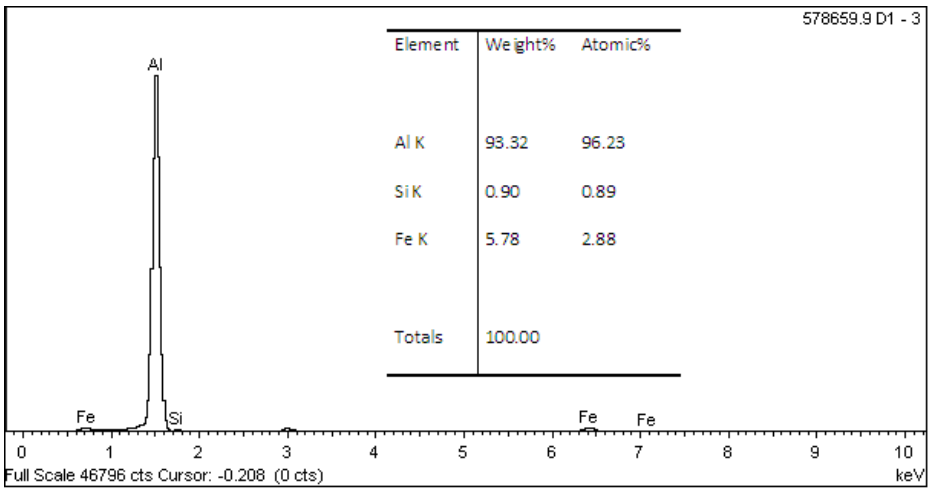
As composições químicas dos precipitados e aglomerados de precipitados obtidas nas EDS para a amostra de caster (D1), revelam que os mesmos encontrados devem ser partículas Al_3Fe, pois o percentual de Fe é bem maior que sua solubilidade no alumínio, que é de 0,05% em peso (OLIVEIRA, 2009), e o excesso do mesmo se encontra em forma de partículas, já o percentual de Si é baixo e o mesmo deve estar em solução sólida.



a)



b)



c)

Figura 4.13 – Espectro de dispersão de energia (EDS) dos precipitados indicados na figura 4.12, sendo: a)espectro do precipitado 1; b)espectro do precipitado 2; e c)espectro precipitado 3.

4.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO E DUREZA

Os ensaios de tração foram realizados nas amostras em três etapas distintas, sendo; no início de laminação, onde as amostras estavam com espessura 7,0mm; após a laminação a frio com espessura 1,80mm; no estado encruado e após tratamento térmico de recozimento, com espessura 1,80mm.

Os resultados foram indicados na forma gráfica, figura 4.14, onde é possível identificar os seguintes pontos:

a) No início do processo os materiais provenientes do processo caster apresentaram limite de resistência à tração e limite de escoamento maior que o material proveniente do processo placa, amostras C1, D1 e E1.

b) Após a laminação a frio o caster sem homogeneização apresentou maior valor do LRT que o de placa. O material de caster com homogeneização apresentou um LRT menor, amostra E4, não estando com o mesmo grau de encruamento que as amostras dos outros processos (C2 e D2).

Comparando os materiais com os valores da tabela 4.2, que são os disponíveis para consulta no site da AluMatter (http://aluminium.matter.org.uk/aluselect/), é possível identificar que o limite de resistência a tração encontrado no material de placa e caster sem homogeneização foi menor que o da literatura (patamar iii da figura 4.14).

Tabela 4.2 – Propriedades Mecânicas Típicas para a liga AA1050.

Tempera	Limite de Resistência a Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Dureza (HB)
Recozido - "O"	80	35	21
Encruado - H19	180	170	48

Fonte: Site AluMatter: http://aluminium.matter.org.uk/aluselect/

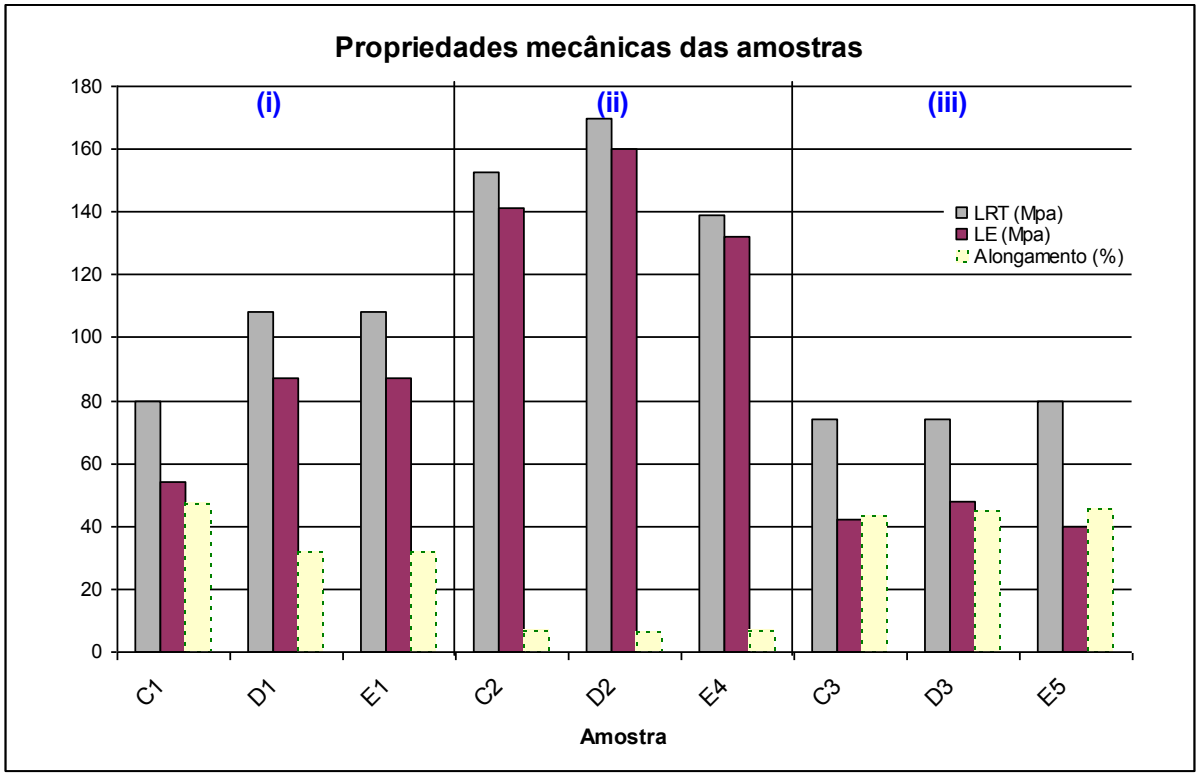


Figura 4.14 – Variação das propriedades mecânicas por amostras, sendo: (i) antes da laminação a frio (C1 – Placa laminada a quente e C1/D1 – Caster Bruto de fusão); (ii) material encruado com 1,80mm de espessura; (iii) material recozido com 1,80mm de espessura.

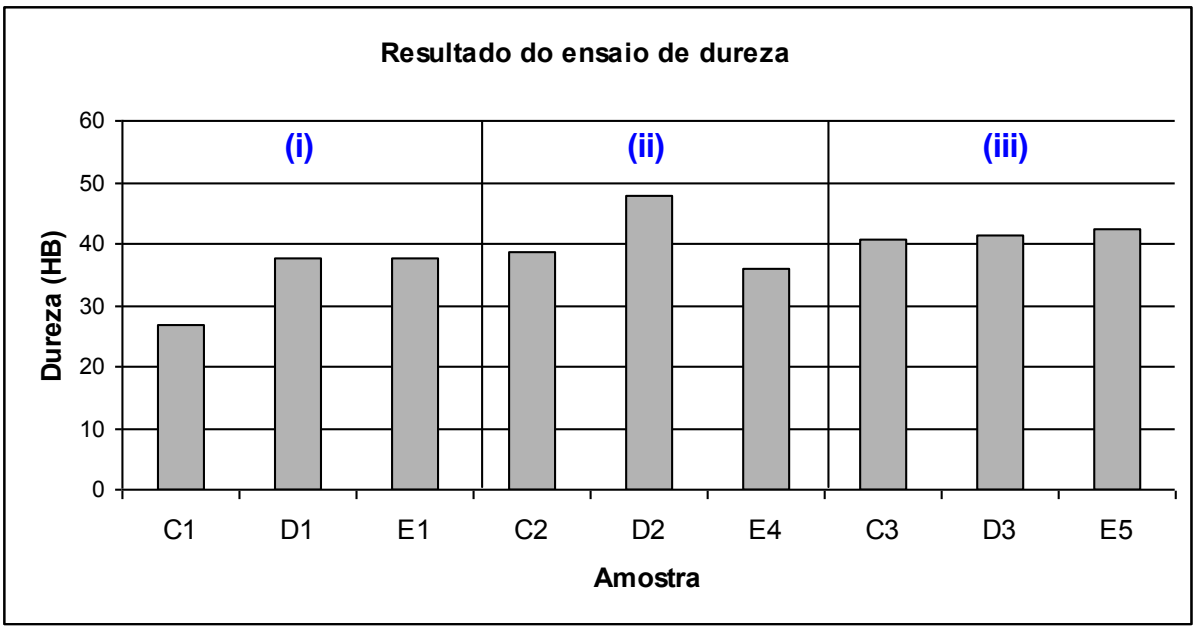


Figura 4.15 – Variação da dureza por amostras, sendo: (i) antes da laminação a frio; (ii) material encruado com 1,80mm de espessura; (iii) material recozido com 1,80mm de espessura.

O limite de escoamento, que poder ser utilizado para indicar se o material suportará uma determinada conformação, apresentou valores também acima do esperado, porém neste caso, o material de caster sem homogeneização ficou no patamar mais alto, apresentando limite de escoamento de 48 MPa (amostra D3), contra 40Mpa do material de caster com homogeneização intermediária (amostra E5).

Zhou et al (2002) identificaram que para uma temperatura de recozimento de 1h, os valores do limite de escoamento estão na ordem de 35 a 40MPa num experimento que avaliou caster e placa, (figura 4.16). Este resultado sugere que os materiais avaliados, podem apresentar diferenças significativas durante conformações críticas, uma vez que tanto o alongamento quanto o escoamento apresentaram valores superiores, principalmente no caster sem homogeneização intermediária (amostra D3).

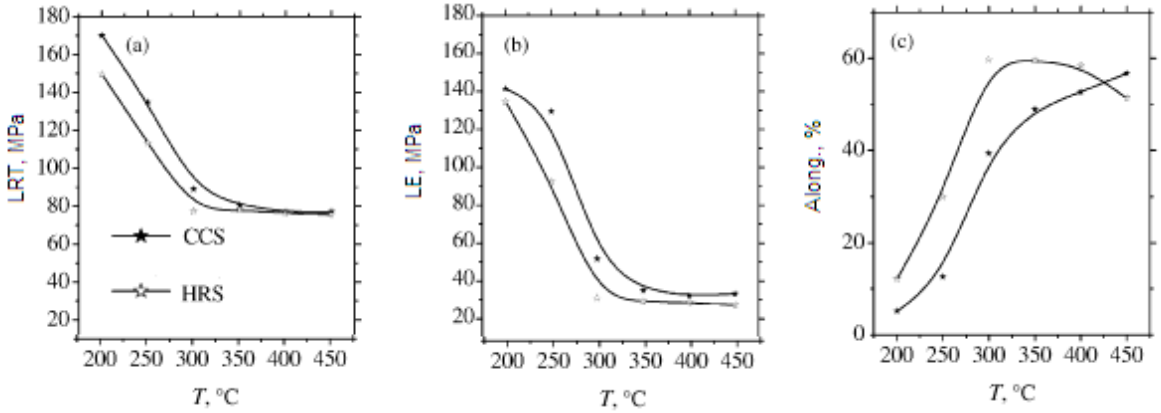


Figura 4.16 – Influência da temperatura de recozimento nas características mecânicas de chapas de alumínio laminada a frio (liga AA1050), onde CCS = chapa de caster e HRS = chapa laminada a quente (ZHOU et all,2002).

4.5 ENSAIO DE ORELHAMENTO E ERICHSEN

No ensaio de orelhamento (“earing”), o material de caster sem homogeneização intermediária (D3), apresentou melhores resultados (Tabela 4.3). Isto devido ao maior número de orelhas, distribuindo mais homogeneamente a

deformação. As “orelhas” formadas neste material ficaram a 0, 45, 90 e 135° em relação à direção de laminação (figura 4.18b). Esta configuração é favorável para melhorar a estampabilidade do material.

O material de placa apresentou o menor desvio padrão entre as amostras ensaiadas, se for considerado o desvio padrão não se pode afirmar que há diferenças entre o material de caster com homogeneização intermediária e o material de placa (amostras E5 e C3 respectivamente) figura 4.18a.

Tabela 4.3 – Resultado do ensaio de orelhamento (“earing”).

Amostra	Material	Índice de orelhamento médio	Desvio Padrão	Característica das orelhas
C3	Liga 1050-O / DC	4,06%	0,22%	4 orelhas (0/90°)
D3	Liga 1050-O / CC	1,84%	0,53%	8 orelhas (0/45/90/135°)
E5	Liga 1050-O / CC - homog.	4,02%	1,02%	4 orelhas (45/135°)

Outros estudos baseados nesta liga encontraram índice de orelhamento entre 4 a 5% para as mesmas condições de laminação e tratamento térmico, (JAHAZI; GOUDARZI, 1997), o que indica que os processos C3–Placa e E5–Caster com homogeneização intermediária, estão em condições conhecidas de conformação, se for baseado apenas nesta informação, porém o processo de caster sem homogeneização (D3) apresentou índice superior.

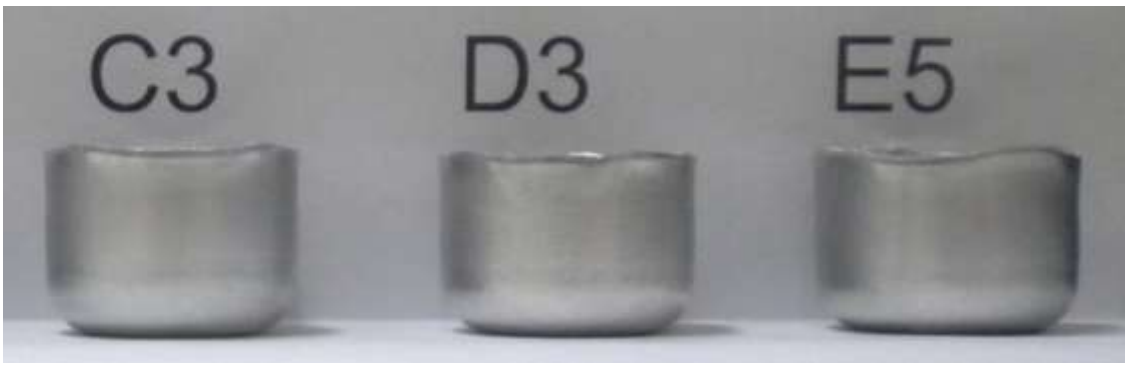
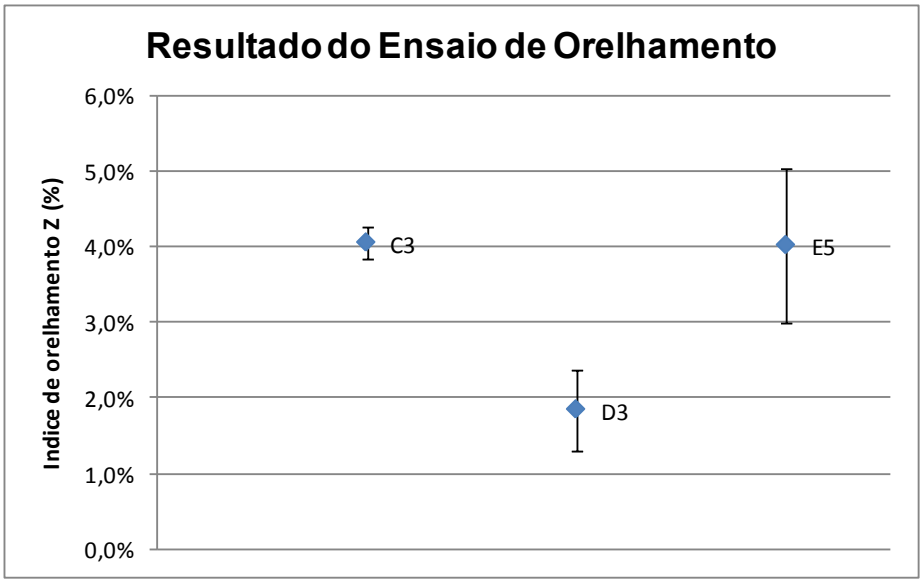
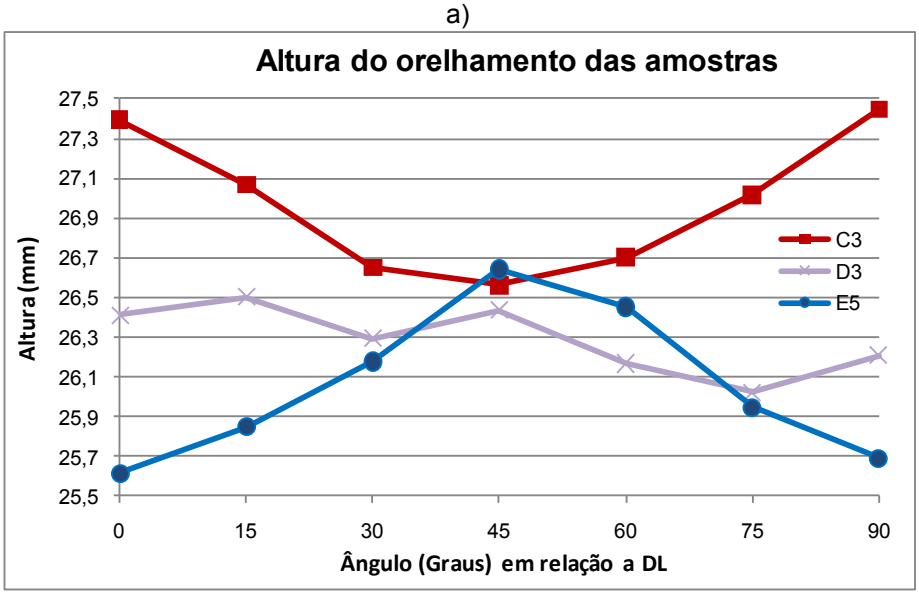


Figura 4.17 – Corpos de prova obtidos no ensaio de orelhamento (“earing”).

O índice de orelhamento depende fortemente da textura cristalográfica do material, texturas do tipo cubo rodado {001}<110> e Goss {011}<100>, apresentam tipicamente “orelhas” a 0 e 90° (LIU; HANSEN, 1997) conforme o que foi encontrado na amostra de C3 (placa). Por outro lado “orelhamento” a 45/135° é típica da textura tipo cubo {001}<100> que foi o tipo de “orelha” identificada no processo E5 (caster com homogeneização intermediária).



a)



b)

Figura 4.18 – Gráficos do ensaio de orelhamento das amostras, sendo C3 – placa, D3-Caster e E5 – Caster com Ho intermediária. a) Índice global e b) altura de orelhamento em função da direção de laminação (DL).

Os resultados do ensaio de Erichsen estão apresentados na tabela 4.4. Por este ensaio pode-se notar que apesar do material de caster (D3) ter apresentado um menor índice de orelhamento, conforme abordado anteriormente, a amostra não suportou uma deformação tão alta quanto os demais materiais.

Segundo dados de literatura (CONSERVA et al, 1992), é esperado para a liga AA1050 com espessura de 1,00mm uma altura de calota de 11,2 a 11,6mm, um pouco abaixo dos valores obtidos, o que se justifica em função da espessura do material.

Tabela 4.4 – Resultado do ensaio Erichsen.

Amostra	Material	Altura média (mm)	Desvio Padrão (mm)
C3	Liga 1050-O / DC	12,6	0,10
D3	Liga 1050-O / CC	11,9	0,26
E5	Liga 1050-O / CC - homog.	12,2	0,10

4.6 ANISOTROPIA PLANAR

O resultado de anisotropia planar está apresentado na tabela 4.5. O material de placa (amostra C3) obteve o pior índice de anisotropia, revelando tendência de orelhamento a 90° da direção de laminação (DL), coerente com o resultado do ensaio de orelhamento, pois apresentou R0º praticamente igual a R90º, porém o R foi o menor de todos os materiais, desta forma espera-se uma menor capacidade de conformação.

Para as amostras de caster (D3, e E5) os valores de r indicaram a forte tendência de orelhamento a 45° da DL, mais acentuadamente para o material com homogeneização intermediária. O resultado encontrado no r indicou uma boa correlação com o índice de orelhamento apresentado na figura 4.18b. A diferença entre os valores de r das amostras (D3/E5), também é coerente com a diferença de intensidade do índice de orelhamento apresentado na figura 4.18b

Tabela 4.5 – Anisotropia planar

Amostra	$\bar{r}$	$\bar{n}$	n	r	Δr	Posição
C3	0,63	0,20	0,20	0,69	0,10	0°
			0,21	0,58	0,10	45°
			0,21	0,68	0,10	90°
D3	0,87	0,21	0,19	0,62	-0,12	0°
			0,21	0,94	-0,12	45°
			0,22	1,00	-0,12	90°
E5	0,79	0,22	0,25	0,58	-0,51	0°
			0,21	1,04	-0,51	45°
			0,23	0,48	-0,51	90°

4.7 TEXTURA

As análises de texturas foram realizadas nas amostras em quatro etapas do processo, antes da laminação a frio, após a laminação a frio (material encruado), após o tratamento térmico de recozimento e após a realização do ensaio de orelhamento, em cada etapa foi elaborado o gráfico da fibra τ, pois foi nesta fibra que identificamos as texturas mais comuns.

A fibra τ pode ser identificada pelas seguintes coordenadas de Bunge; φ_1 = 90º, 0 ≤ Φ ≤ 90º, φ_2 = 45º. Nesta fibra são encontradas algumas texturas típicas do alumínio, sendo elas; tipo Goss, localizada na direção {011} <100> esta é uma textura tanto de laminação quanto de recristalização, textura tipo cobre - Cu localizada na direção {112}<111> típica de laminação e a textura Cubo Rodado, direção {001} <110> típica de recristalização, também é possível identificar a textura Dillamore (D), localizada na direção $\{4\ 4\ 11\}<11\ 11\ \bar{8}>$ (OLIVEIRA, 2009), e Taylor $\{11\ 11\ 8\}<4\ 4\ \overline{11}>$.

4.7.1 Início do processo

As ODFs dos materiais revelaram que no início do processo há a predominância da textura tipo cubo {001}<100>, com maior intensidade na amostra

D (caster Bruto de fusão) (figuras 4.20). A textura tipo cubo é típica de material recristalizado onde a nucleação ocorre nas chamadas bandas cúbicas que se originam na deformação, esses núcleos crescem mais rapidamente do que os outros núcleos que se formaram em outros locais, prevalecendo assim no material a textura cúbica (ENGLER, 1996).

No centro da amostra D1 também predomina a textura tipo cubo, porém na superfície é possível identificar textura tipo Goss {011}<100> (figura 4.20a). Esta condição é provavelmente resultante do processo de solidificação tipo caster, onde na passagem entre os cilindros refrigerados o material sofre um pequeno grau de encruamento, em torno de 13%, conforme relatado por Minatel (2009) e Fernandes (2006).

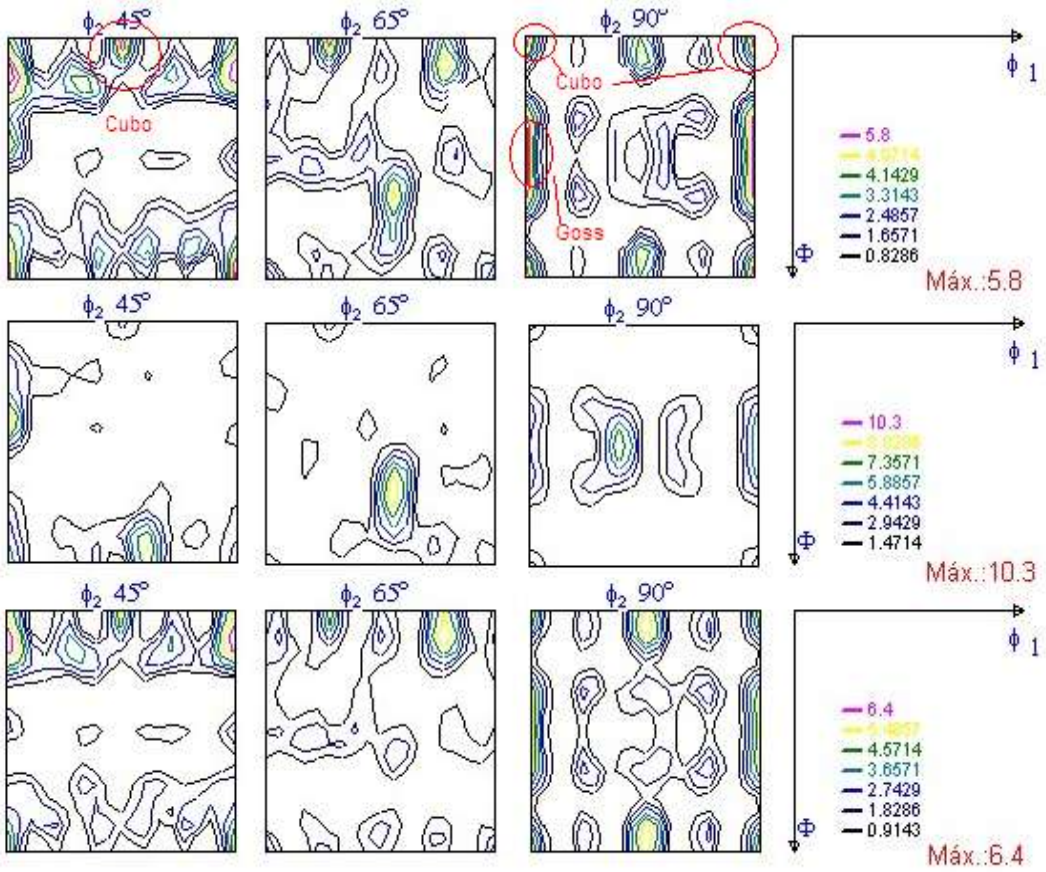


Figura 4.19 – FDO com $\Phi_2 =$ 45, 65 e 90° das amostras com 7,00mm de espessura, amostra C1 – placa laminada a quente sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura.

Para o material laminado a quente, amostra C1 de placa, a textura encontrada (tipo Cubo) é justificada pela condição de laminação a quente, que favorece a formação da textura tipo cubo (figura 4.19), que é proveniente da recristalização que ocorre nesta etapa de processo.

Nas amostras de caster não eram esperadas componentes de textura muito intensas, pois se trata de material bruto de fusão, sem orientação intensa (LIU et al, 2008), porém conforme pode ser visualizado na figura 4.20, a amostra D1 apresentou a componente cubo rodado.

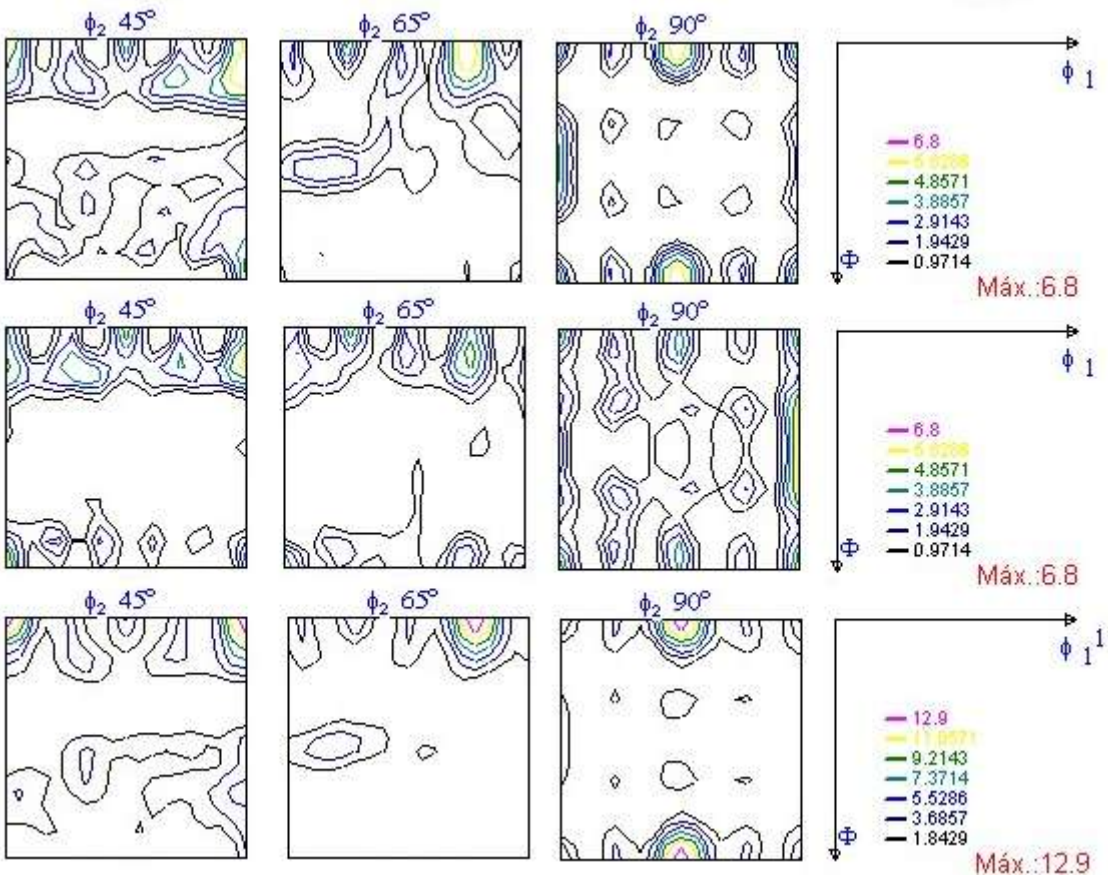


Figura 4.20 – FDO com $\Phi_2 = 45$, 65 e 90° das amostras com 7,00mm de espessura, amostra D1 – caster na condição bruto de fusão sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura.

Na figura 4.21, é possível verificar a maior intensidade da componente tipo cubo rodado, {001} <110> em relação às demais componentes. No centro da amostra D1, este material apresentou uma intensidade maior desta textura, apesar

de ser bruto de fusão. Nota-se a diferença de intensidade de textura entre a superfície e o centro da amostra, conforme discutido anteriormente.

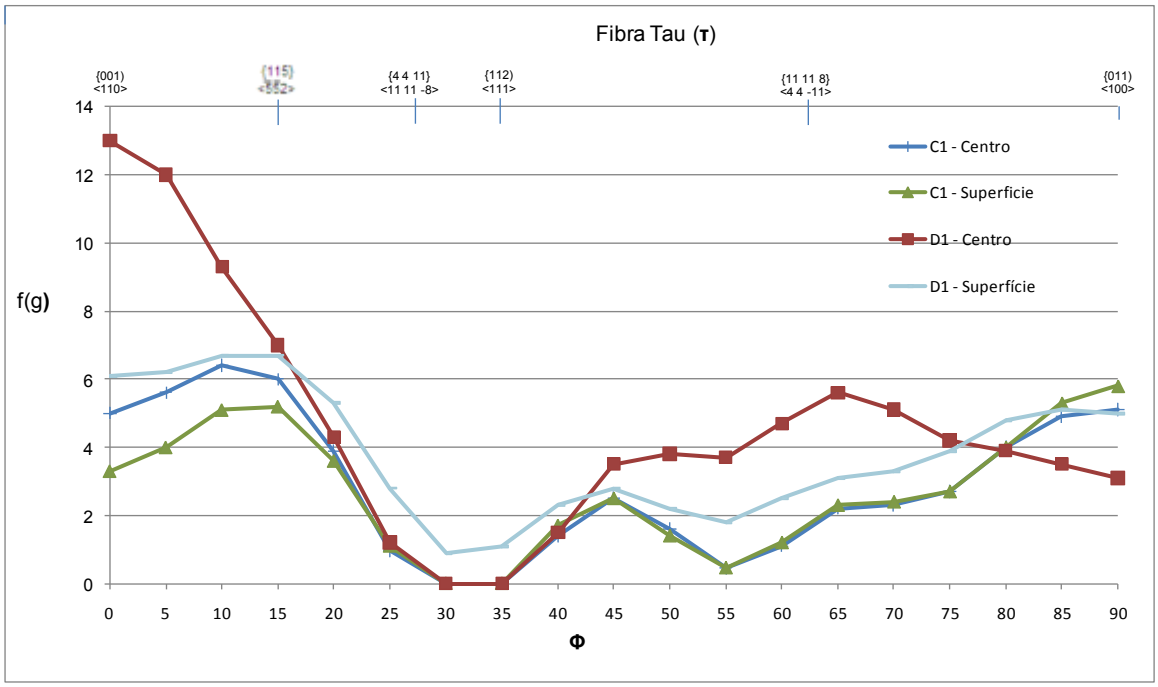


Figura 4.21 – Fibra tau da amostras antes da laminação a frio, as amostras na condição bruta de fusão para o caster (amostras D1), e após laminação a quente para a placa (amostras C1)

4.7.2 Após laminação a frio (material encruado)

Após a laminação a frio, os materiais apresentaram reduções de 74% para placa e caster sem homogeneização (amostras C3 e D3) e 60% no material caster com homogeneização (amostra E5). Nestas condições a componente cubo rodado {001} <110>, se torna mais intensa para reduções a frio maiores que 60% (ALVI et al, 2004).

O material de placa iniciou a laminação com a predominância da textura tipo cubo rodado e tipo Goss, após o encruamento a textura predominante encontrada foi a tipo Dillamore $\{4\ 4\ 11\}\langle 11\ 11\ \overline{8}\rangle$, e a textura Taylor $\{11\ 11\ 8\}\langle 4\ 4\ \overline{11}\rangle$. (Figura 4.22), também foi identificado a textura tipo S ~$\{123\}\ \langle 634\rangle$.

O aparecimento destas componentes está associado às condições de laminação, como temperatura alta ou baixa, tipo de lubrificação, e em alguns casos devido a uma deformação não homogênea ocasionada pelas condições de laminação utilizadas. A definição de homogeneidade de deformação de laminação, é dada pela razão entre o arco de contato e as espessuras médias (entrada e saída), também conhecido como fator Δh, com base neste índice, calcula-se o L/hm, utilizando a seguinte equação L/hm = √(r(do–d)/(do+d)), onde r é o raio do cilindro e do e d são respectivamente a espessura de entrada e saída de laminação.

Segundo Mishin et al (2000) é ideal que L/hm esteja entre 0,5 e 5,0 pois, deformações muito altas podem provocar uma componente de cisalhamento na superfície da chapa. Pela tabela 4.6 pode-se verificar que L/hm está dentro da faixa indicada, porém, os dois últimos passes de laminação apresentaram valores próximos ao máximo de L/hm (4,5), sugerindo ser este o fator influenciador nas diferenças entre as texturas destes materiais.

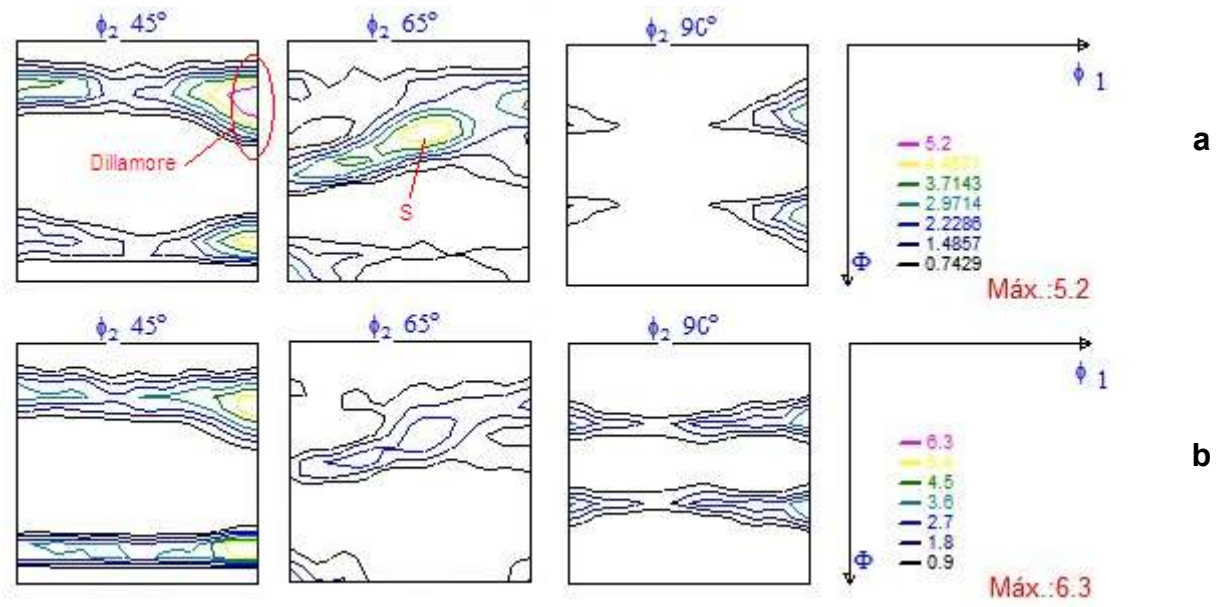


Figura 4.22 - FDO com Φ_2 = 45, 65 e 90° da amostra da liga AA1050 com 1,80mm de espessura com encruamento de 74,3%, amostra C2 – Placa, sendo: a) superfície; b) ½ da espessura.

Os demais materiais seguiram a mesma tendência, apresentando texturas similares às do material de placa, conforme gráfico da figura 4.25, o material de

caster com homogeneização (E4) apresentou as texturas numa intensidade menor. Ambos os materiais de caster (D2 e E4) apresentaram uma maior diferença em relação à textura de superfície e textura do centro da chapa, se comparado com o material de placa.

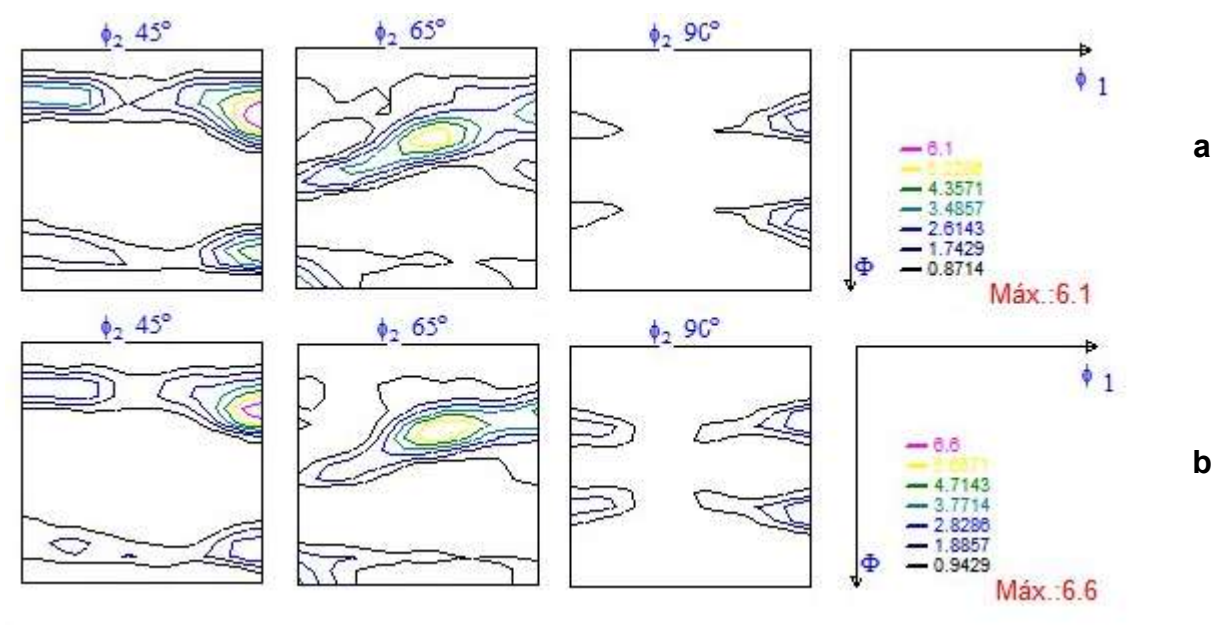


Figura 4.23 - FDO com Φ_2 = 45, 65 e 90° da amostra da liga AA1050 com 1,80mm de espessura com encruamento de 74,3%, amostra D2 – Caster, sendo: a) superfície; b) ½ da espessura.

Tabela 4.6 – Parâmetros de laminação a frio das amostras.

Amostra	**Espessura (mm)**		**Redução**	**Diamêtro**	***L/hm***
	Entrada	**Saída**	**por passe**	**Cilindro (mm)**	
C – 1050 DC	7,00	4,00	43%	398,2	3,5
	4,00	2,40	40%	398,2	4,5
	2,40	1,80	25%	347,6	4,3
D – 1050 CC	7,00	4,00	43%	398,2	3,5
	4,00	2,40	40%	398,2	4,5
	2,40	1,80	25%	347,6	4,3
E – 1050 CC ho	7,00	4,50	36%	398,2	3,2
	4,50	2,40	47%	398,2	4,5
	2,40	1,80	25%	347,6	4,3

Legenda: ho = homogeneização intermediária

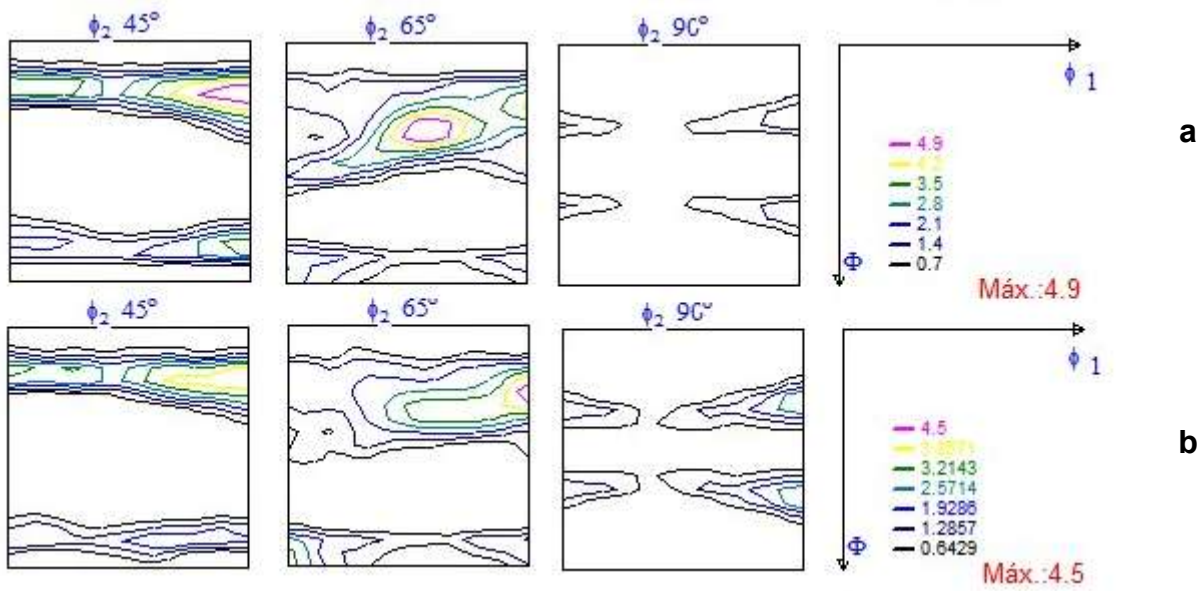


Figura 4.24 - FDO com Φ_2 = 45, 65 e 90° da amostra da liga AA1050 com 1,80mm de espessura com encruamento de 60,0%, amostra E4 – caster com Ho intermediária, sendo: a) superfície; b) ½ da espessura.

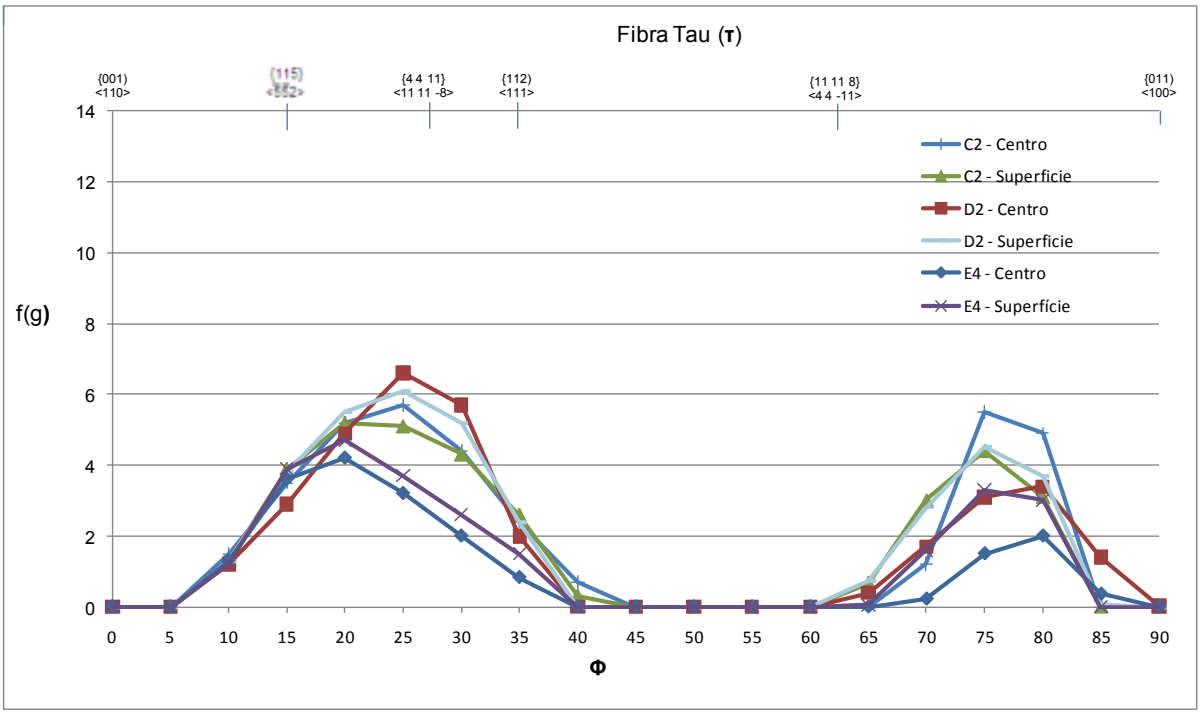


Figura 4.25 – Fibra τ da amostras após a laminação a frio, sendo; C2 – placa e D2 – caster ambos com 1,80mm de espessura e redução de 74,3% (superfície e centro); amostra E4 – caster com homog. Intermediária com 1,80mm de espessura e 60% de encruamento.

4.7.3 Amostras após laminação a frio com posterior recozimento

Ao final do processo, ou seja, após laminação a frio e posterior recozimento a 350°C por 2h, os materiais apresentaram a textura mais pronunciada do tipo Goss {011}<100> que tem componentes de recristalização e laminação.

A amostra de placa (C3) apresentou componente Goss, confirmando o resultado do ensaio de orelhamento a 0/90° da DL (figura 4.18) conforme apresentado nas figuras 4.26 e 4.29. Na superfície deste material é possível identificar a componente tipo Dillamore {4 4 11} <11 11 $\overline{8}$> (VIANA; PAULA; 2003), típica de cisalhamento com intensidade f(g) = 4,60, menor apenas que tipo Goss que apresentou intensidade f(g)=7,30.

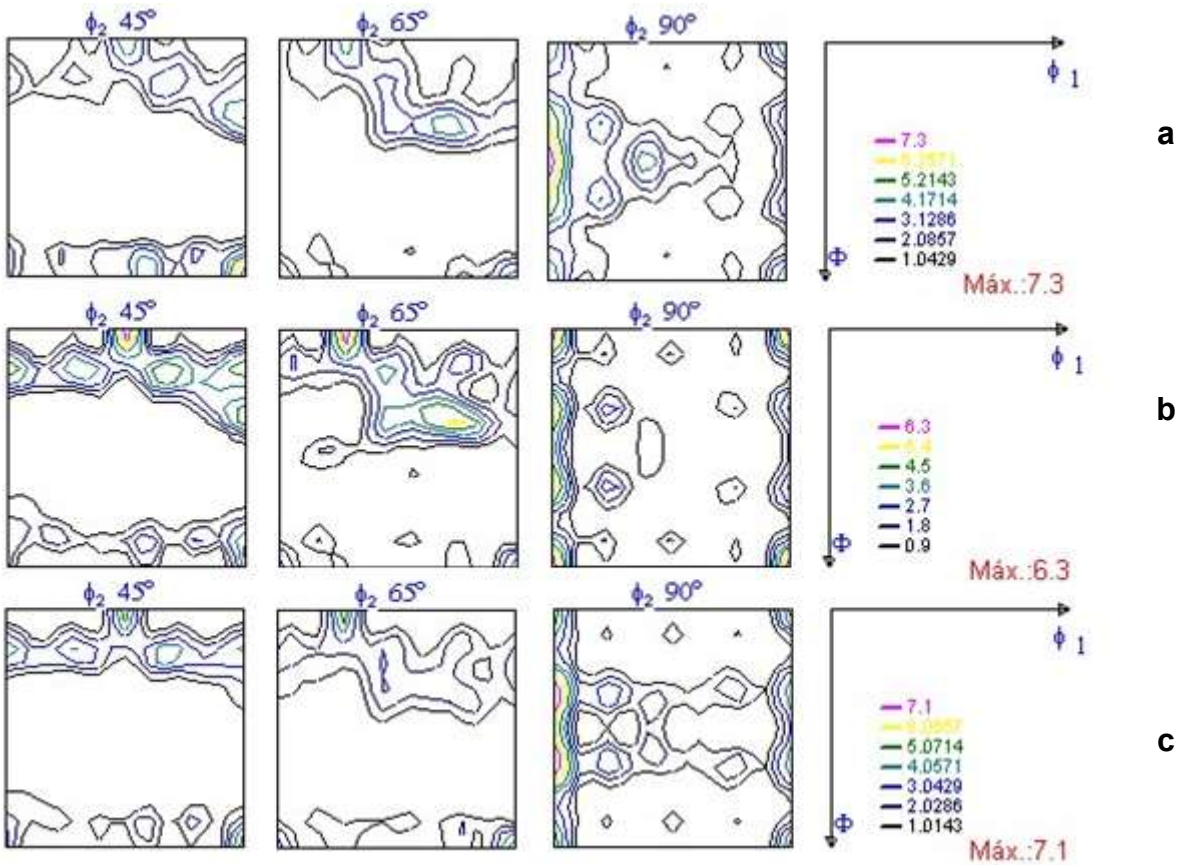


Figura 4.26 – FDO com Φ_2 = 45, 65 e 90° das amostras da liga AA1050 com 1,80mm após recozimento, amostra C3 – placa, sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura.

Comparando os resultados com trabalhos de Alvin et al (2008), não foi identificada a componente Latão (B){110}<112>, provavelmente devido a tempo e temperatura de utilizados para estes materiais.

O material de caster (D3) apresentou a componente Goss na superfície mais intensa que o centro com f(g)=7,50 e 6,10 respectivamente (figura 4.27). Foi identificada também a textura {115} <$\bar{5}\ \bar{5}\ 2$ >, apresentando a intensidade de f(g) = 3,60 na superfície contra 4,50 no centro.

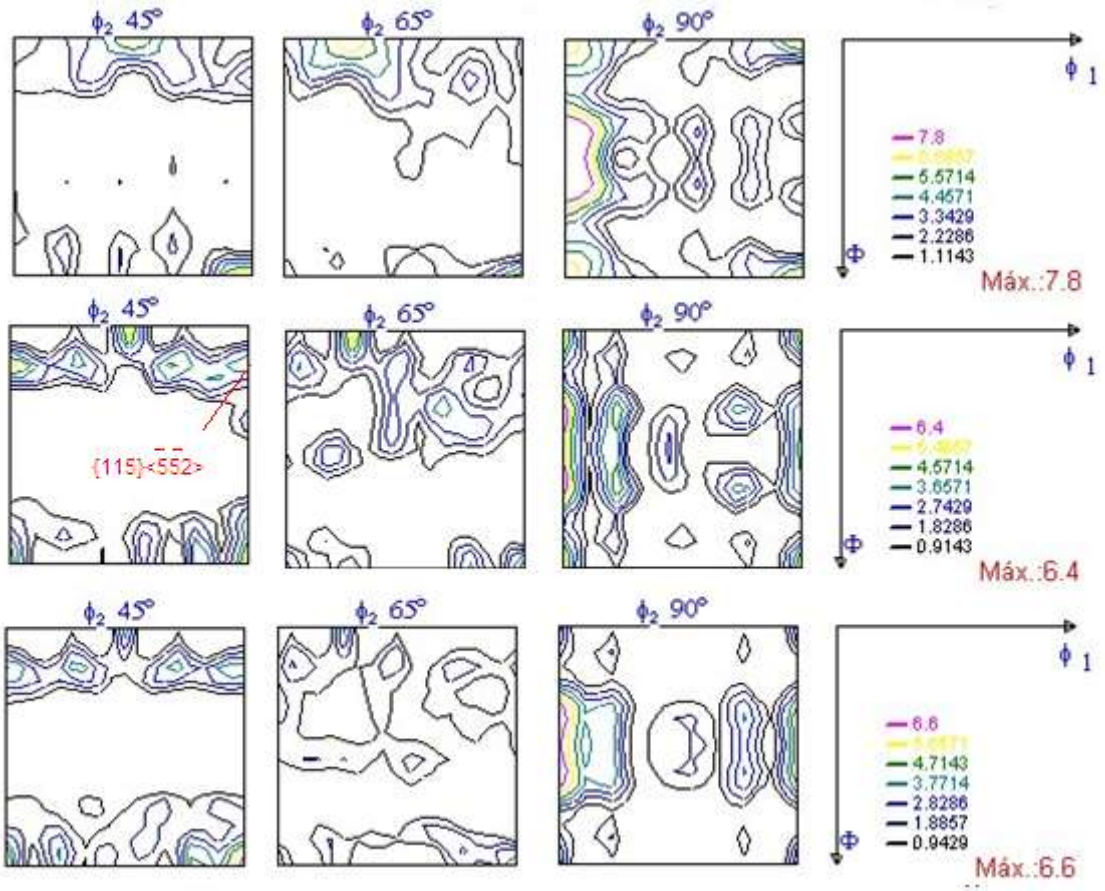


Figura 4.27 – FDO com Φ_2= 45, 65 e 90° amostras da liga AA1050 com 1,80mm após recozimento, amostra D3 - caster sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura.

O material de caster que foi submetido a uma homogeneização intermediária (E5) apresentou na superfície maior intensidade da textura tipo {115} <$\bar{5}\ \bar{5}\ 2$ >, com f(g) = 4,50, também foi identificado a textura tipo Dilamore com menor intensidade (f(g) = 2,90), a textura tipo cubo esteve presente, porém em menor intensidade,

f(g)=1,30. Na região intermediária (á 75% da espessura) as texturas encontradas não apresentaram alterações significativas (Figura 4.28). No centro da amostra a textura tipo Goss, que não foi identificada na superfície, apresentou relativamente uma maior intensidade, sendo encontrado f(g) = 5,60 contra 4,50 da Dillamore e 3,80 para a textura {115} <$\bar{5}\ \bar{5}$ 2 >(figura 4.29).

Análise da microtextura via EBSD foi realizada conforme está apresentado nas figuras 4.30 e 4.31, por estas figuras é possível identificar que o material de placa (C3), apresentou na superfície as componentes de textura do tipo Dillamore e S mais intensamente e a textura tipo Goss, f(g)7,4; 7,4 e 5,2 respectivamente. No centro da amostra as texturas tipo Dillamore e S apresentaram uma intensidade menor (f(g)~1,4 e 3,8), enquanto as texturas tipo Goss e Cubo uma intensidade maior, f(g)~5,5.

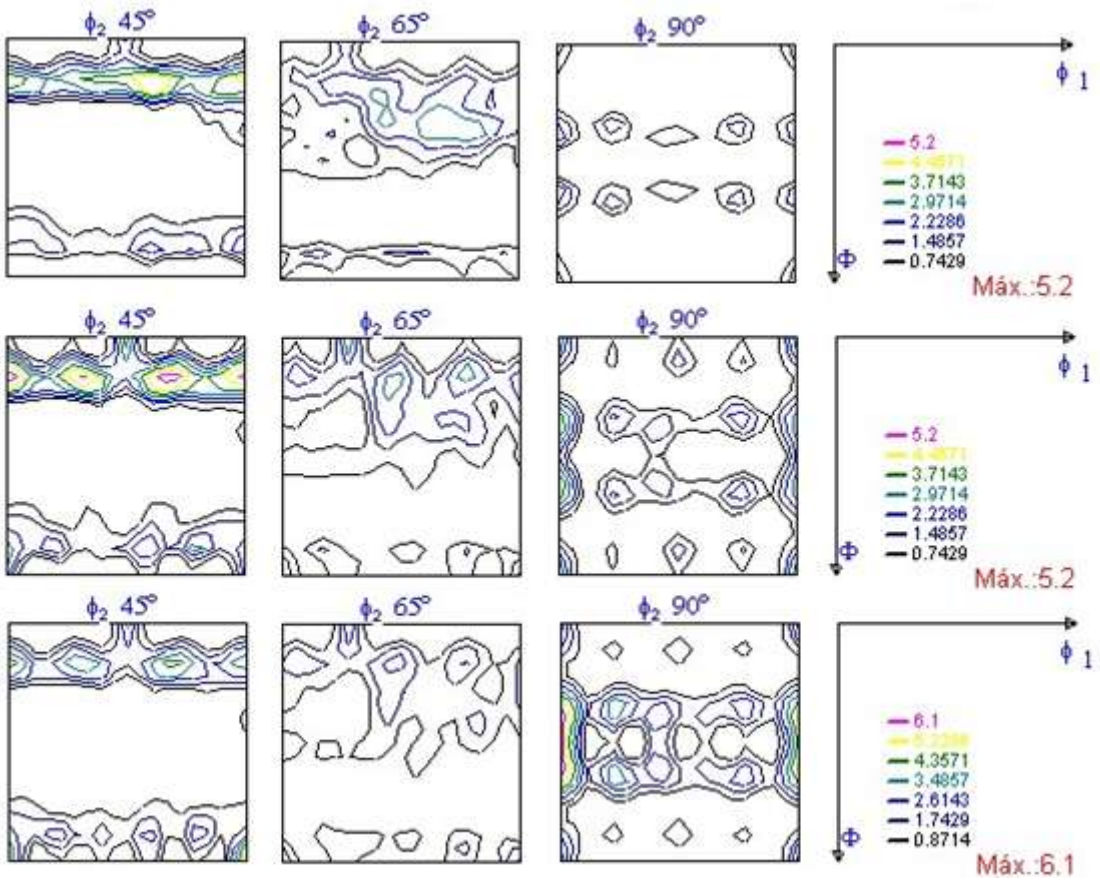


Figura 4.28 – FDO com Φ_2 = 45, 65 e 90° da amostra E5, liga AA1050 caster com homogeneização intermediária, após laminação a frio para 1,80mm e recozimento, com sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura

O material de caster apresentou a texturas tipo Goss e cubo na superfície e no centro da amostras, modificando apenas a intensidade de f(g)~16,4 para 1,5 da componente Cubo e f(g)~9,4 para 4,5 da componente Goss.

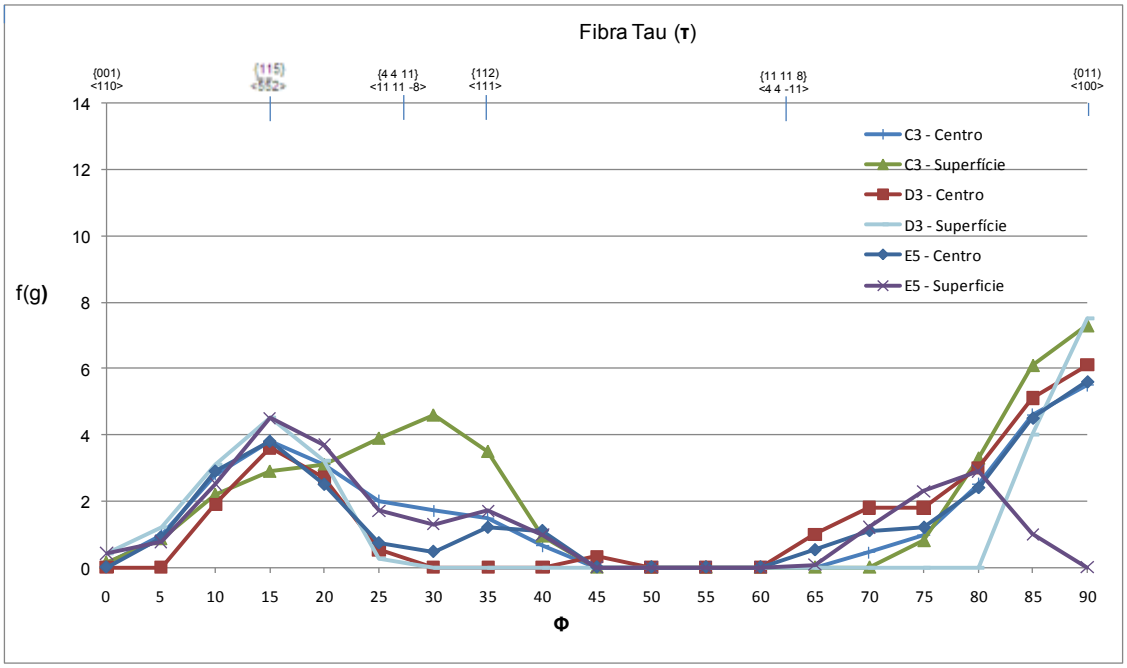


Figura 4.29 – Fibra tau da amostras laminada a frio com 1,80mm de espessura e posterior recozimento, sendo; C3 – placa; D3 – caster e; E5 – caster com homog. Intermediária.

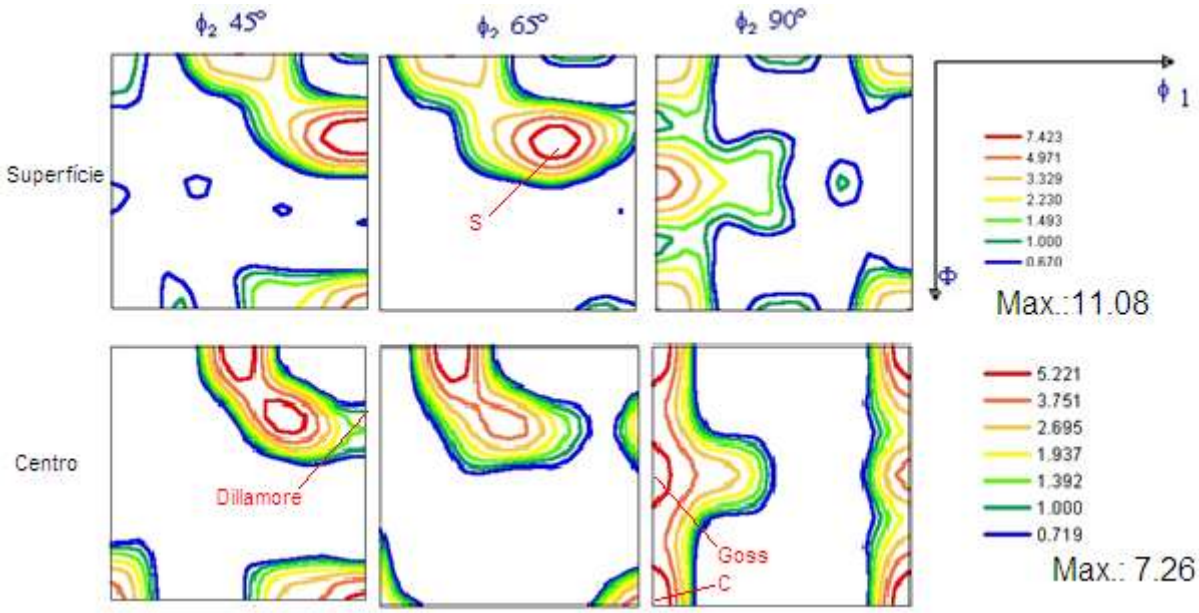


Figura 4.30 – FDO da amostra C3 placa na condição recozida com 1,80mm (EBSD)

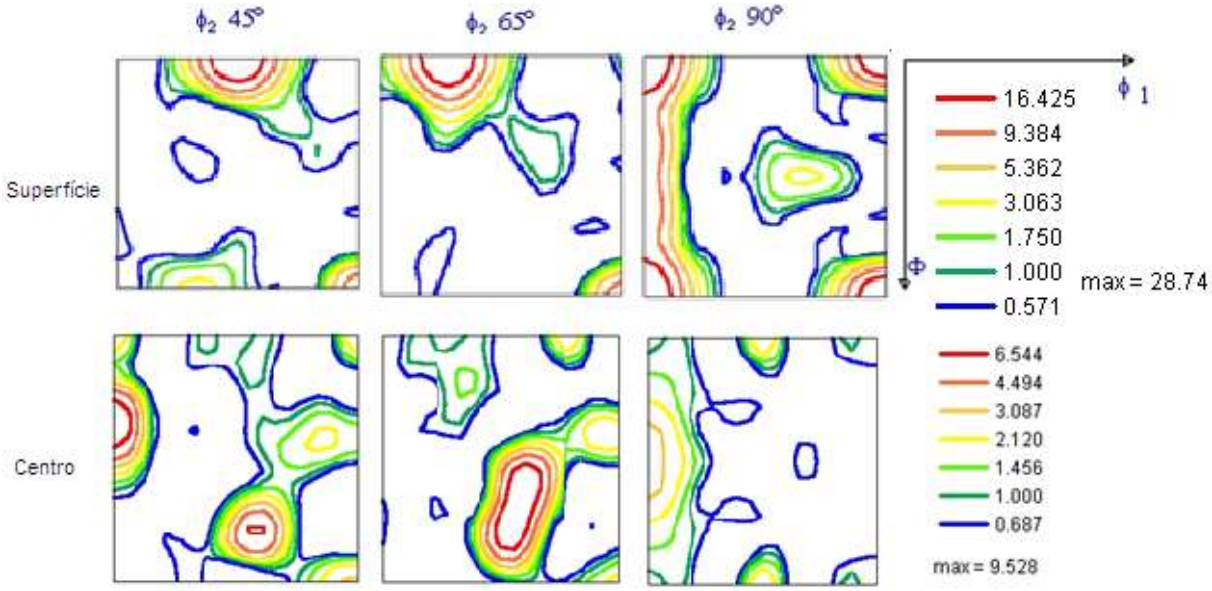


Figura 4.31 – FDO da amostra D3 caster sem homogeneização na condição recozida com 1,80mm (EBSD)

4.7.4 Amostras após ensaio de orelhamento

Após a realização do ensaio de orelhamento, foi retirada uma amostra para avaliação da textura formada após a conformação do material, a amostra foi retirada da parede do copinho (figura 4.32), na região de maior altura do índice de orelhamento (Z).

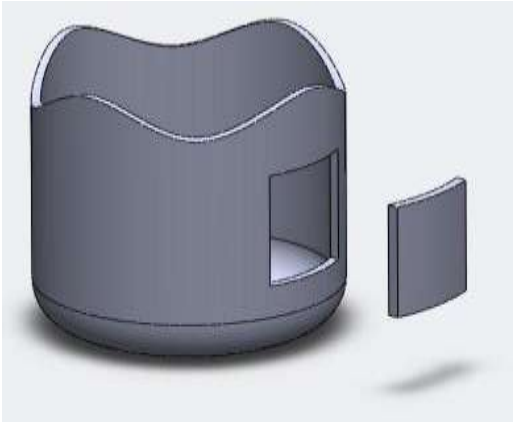


Figura 4.32 – Desenho esquemático da amostra retirada para análise de textura, após ensaio de orelhamento.

Pelas imagens da FDO, figura 4.33a, o material de placa (C3) aumentou a intensidade da componente tipo Dillamore passando de f(g)=4,5 para ~5,2 após o ensaio. Os materiais de caster não exibiram grandes modificações após a conformação, mantendo basicamente as mesmas texturas (figura 4.33b e 4.33c). apenas que o material com homogeneização intermediária manteve a componente tipo Goss de 7,5 na superfície (figura 4.29) para 0 (figura 4.34).

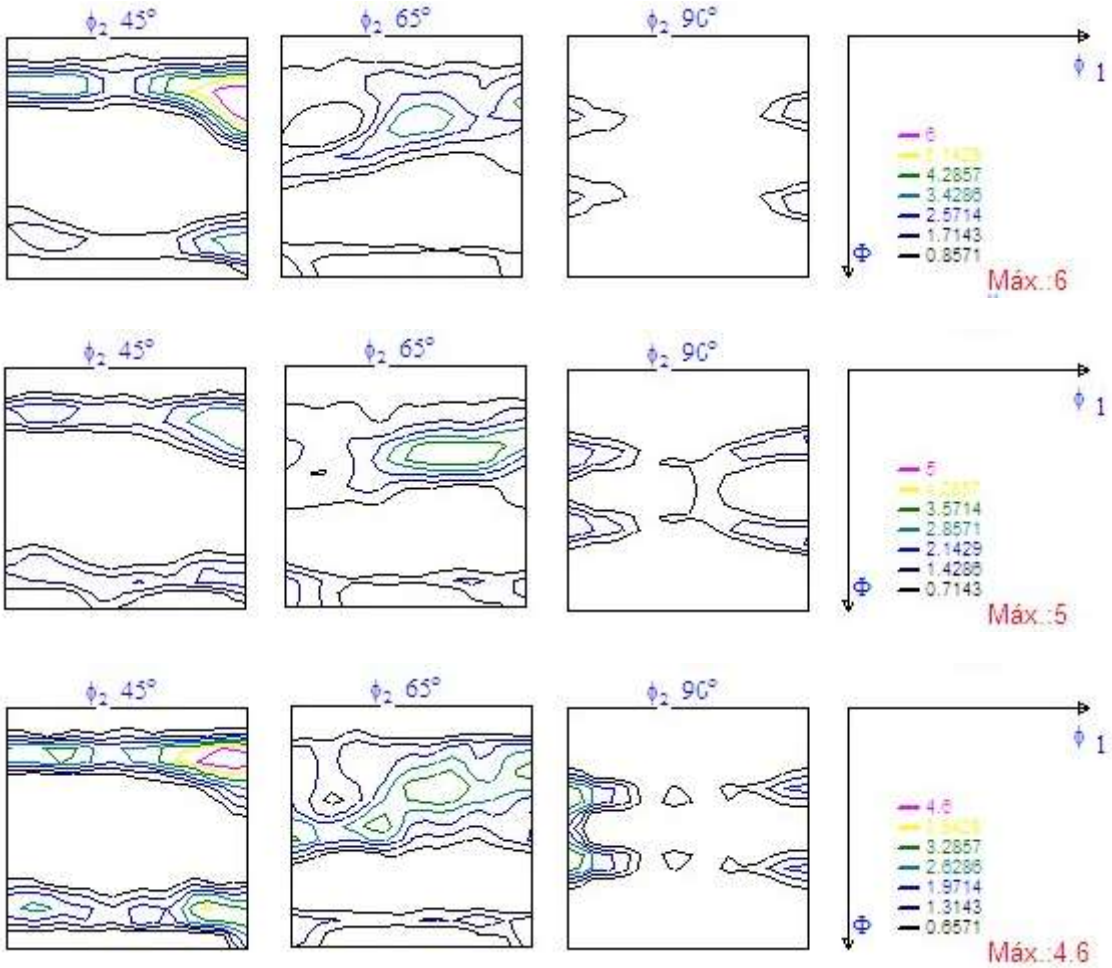


Figura 4.33 – FDO com $\Phi_2 =$ 45, 65 e 90° amostras da liga AA1050 com 1,80mm recozidas após ensaio de orelhamento sendo; a) amostra C3 – Placa; b) amostra D3 – Caster e; c) amostra E5 – Caster com Homogeneização Intermediária.

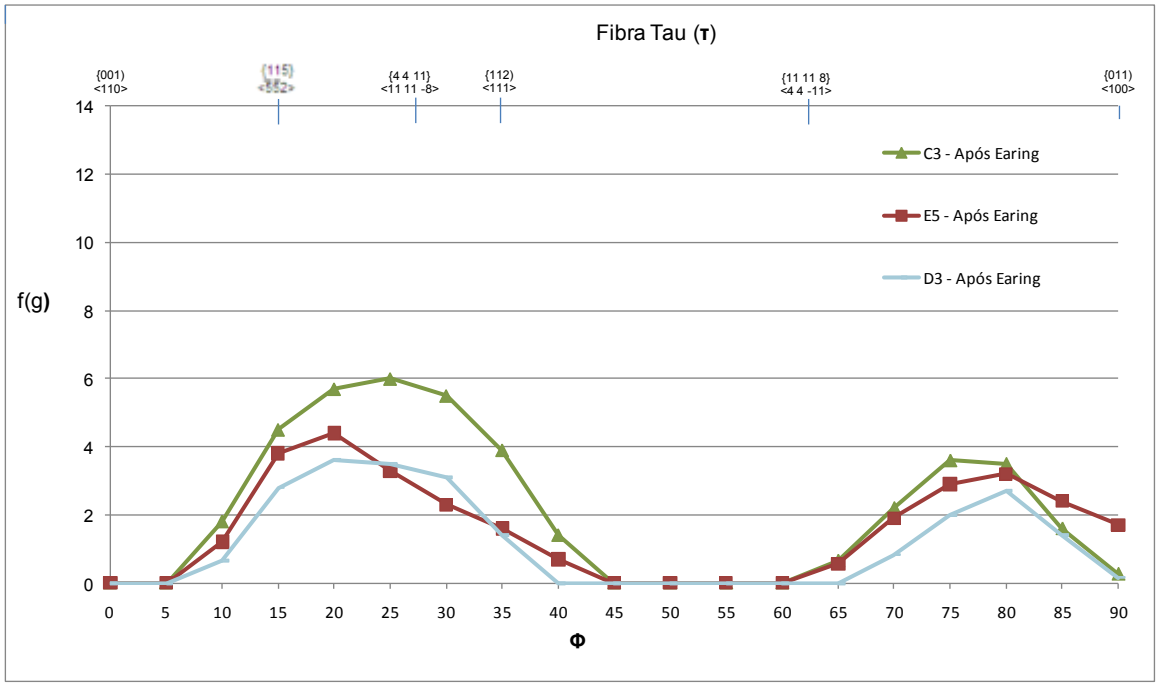
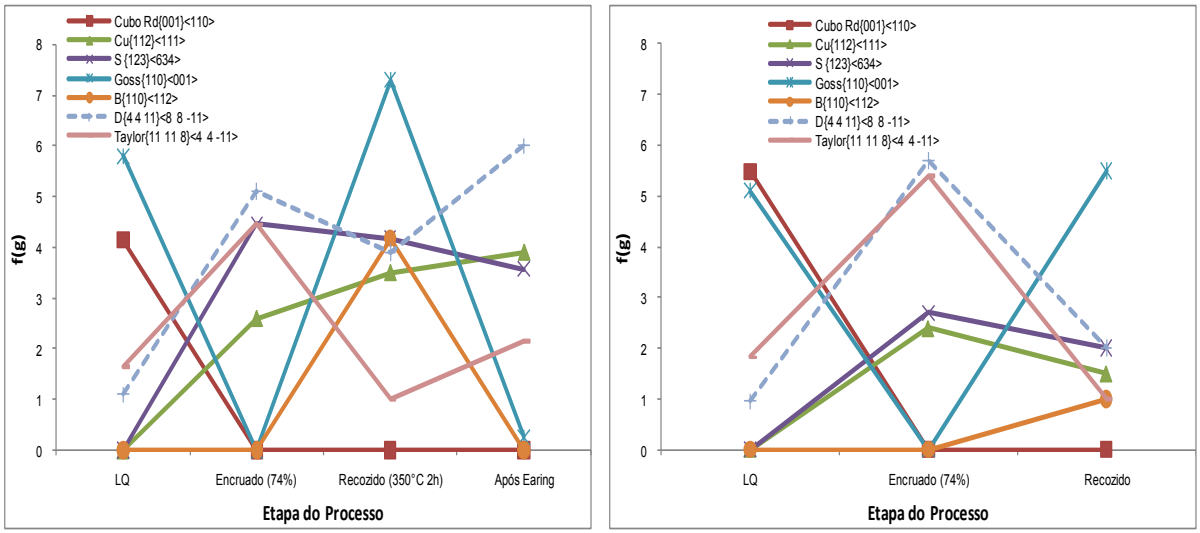


Figura 4.34 – Fibra Tau das amostras após ensaio de orelhamento com 1,80mm recozido, sendo; amostra C3 – Placa; amostra D3 – Caster e; amostra E5 – Caster com Homogeneização Intermediária.

4.7.5 Evolução das Texturas ao longo do processo

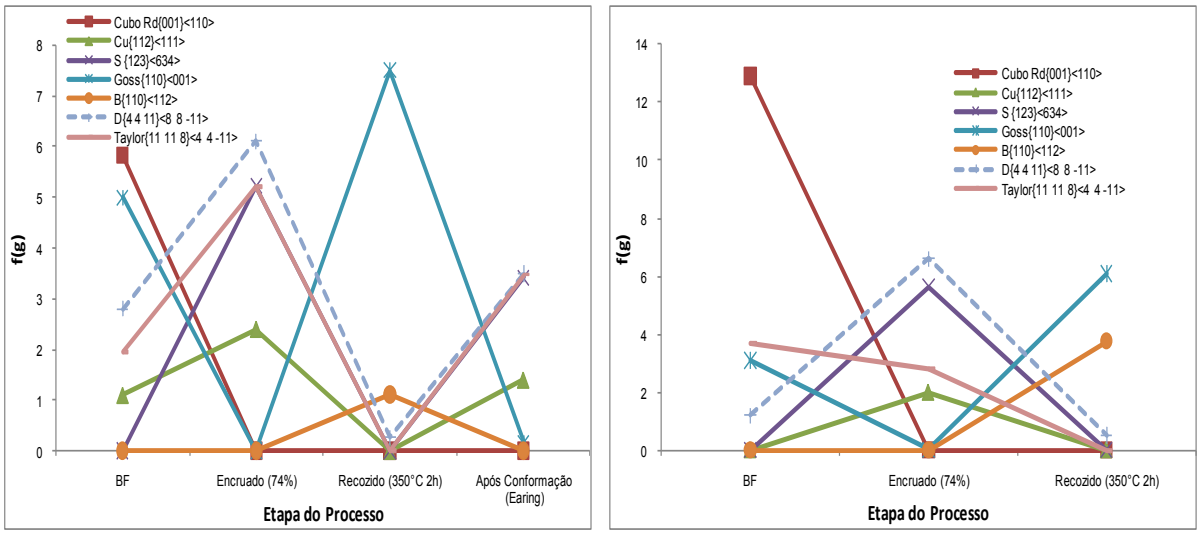
Os gráficos da figura 4.35, 4.36 e 4.37 apresentam a evolução da textura ao longo das etapas de processo, demonstrando a variação da sua intensidade, nestes gráficos é possível identificar mais facilmente as alterações das texturas em função do processamento realizado. As texturas tipo Cubo e Cubo rodado, que foram identificadas nas amostras no início do processo praticamente não foram identificadas ao final. Estas são texturas típicas de recristalização e eram esperadas para as amostras após a etapa de recozimento (amostras C3, D3 e E5).

A textura de cisalhamento (Dillamore) foi identificada após a laminação e permaneceu no material mesmo após o recozimento final. Após a realização do ensaio de orelhamento as texturas tipo Goss e Latão (B) foram consumidas, a textura tipo S reduziu sua intensidade, porém se manteve, com uma intensidade menor. No anexo 7 estão incluídas as ODF's completas.



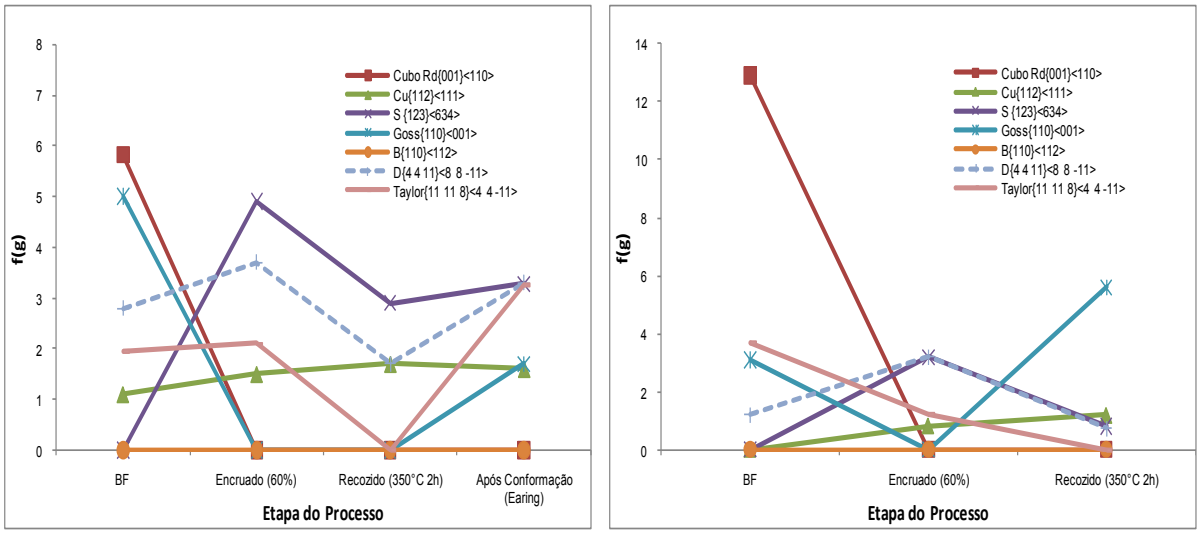
a) c)

Figura 4.35 – Evolução da textura durante as etapas de processo, material de placa (C) onde; a) superfície e b) centro da amostras.



a) b)

Figura 4.36 – Evolução da textura durante as etapas de processo, material de caster sem homogeneização (D) onde; a) superfície e b) centro da amostras.



a) b)

Figura 4.37 – Evolução da textura durante as etapas de processo, material de caster com homogeneização intermediária (E) onde; a) superfície e b) centro da amostras.

4.8 CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO – CLC

A curva limite de conformação (CLC) obtida para os materiais está apresentada na figura 4.38. Os corpos de prova utilizados estão colocados no gráfico, próximo a região da deformação obtida com o respectivo corpo de prova. O corpo de prova com 75 mm de largura apresentou um ponto fora da curva e totalmente destoante com os valores esperados, foi refeita a análise da componente planejada com este corpo de prova, utilizando dimensional de 12 mm, para se ter as componentes de embutimento profundo.

Pelo resultado encontrado é possível concluir que a homogeneização intermediária realizada no caster melhora significativamente a conformabilidade do material, visto que a curva de conformação deste material apresentou um aumento de ~25% na região do estado plano de deformação $\varepsilon_2 = 0$, esta condição contrapõe o resultado do ensaio de orelhamento onde foi discutido que o menor índice encontrado revela um material com melhor desempenho frente a conformações críticas.

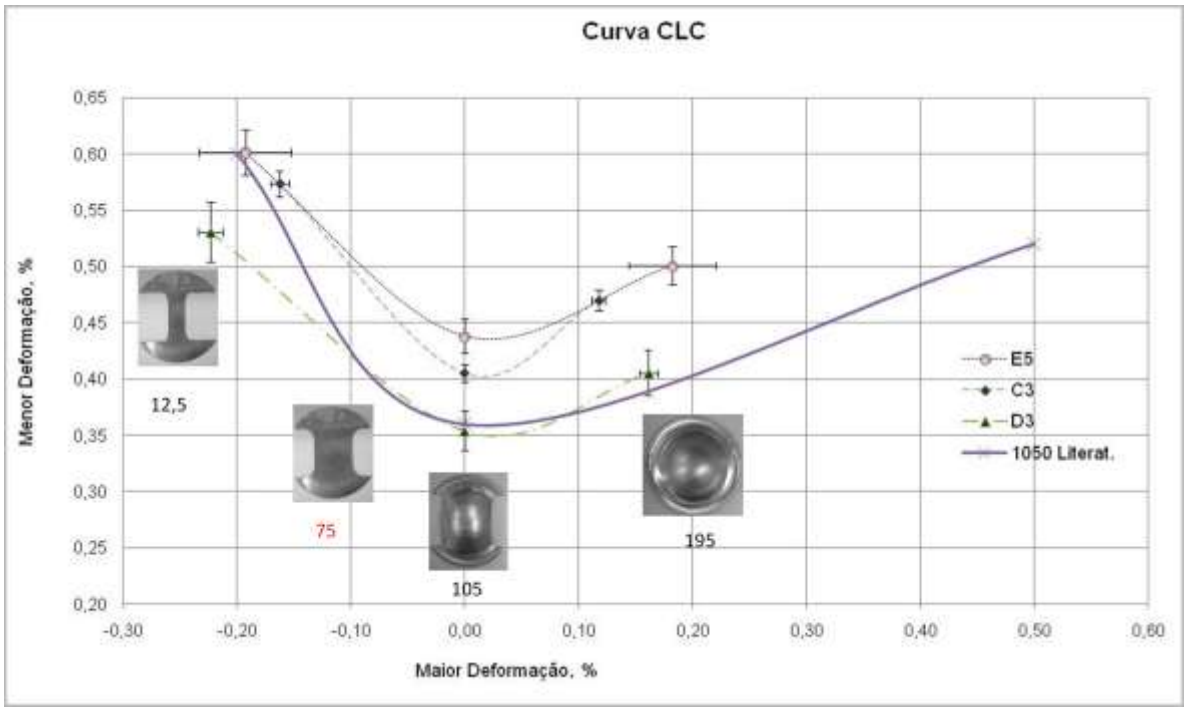


Figura 4.38 – Curva limite de conformação (CLC), obtida para as amostras estudadas, comparação com a curva da literatura de Kohara (1993)

Também é possível notar que o material de placa (C1) apresentou uma condição intermediária entre os processos de caster. No gráfico da figura 4.38 foi incluída a curva obtida por Kohara (1993), para comparar o ensaio realizado com outros materiais e, pode-se verificar que há uma boa correlação entre estes estudos, tendo apresentado valores muito próximos.

No lado esquerdo da curva, região onde o material apresenta a condição de embutimento profundo, o material de caster sem homogeneização (D3) apresentou uma condição inferior a todos os materiais, inclusive ao material de literatura, os outros materiais (C3 e E5) apresentaram resultados similares e muito próximos aos da literatura, indicando que neste estado de deformação o desempenho para estes materiais deverá ser similar.

5 CONCLUSÕES

As conclusões serão abordadas conforme as etapas de análises sendo;

Estrutura metalográfica

As microestruturas dos materiais apresentaram o resultado esperado para cada tipo de processo, não diferenciando de outros estudos e pesquisas já realizados, tanto para o processo de fabricação via placa quanto para o caster. A microestrutura do caster apresentou regiões mais segregadas de intermetálicos em relação a sua superfície e, em relação ao material de placa. A estrutura granular não apresentou características muito diferentes entre os processos, porém o material de caster (ambos os processos) foi mais heterogêneo. O processo de caster com homogeneização intermediária resultou numa microestrutura com tamanho de grão maior que o encontrado no material de caster sem homogeneização, porém a estrutura apresentou menor heterogeneidade quando comparado ao material de caster sem homogeneização.

Textura

Inicialmente encontrou-se a textura tipo Cubo rodado {001} <110> (placa no estado laminado a quente e caster no estado bruto de fusão), mais acentuado para o material produzido de caster. Após a laminação a frio (estado encruado) todos os processos estudados apresentaram a componente tipo Dillamore, {4 4 11}<11 11 $\overline{8}$> típica de cisalhamento, o caster com a homogeneização apresentou menor intensidade, devido ao grau de encruamento menor que os demais processos.

Na condição final, laminado e recozido, todos os materiais apresentaram a componente tipo Goss {011} <100> como maior intensidade, menos na superfície do material de caster com homogeneização. A componente Dillamore, {4 4 11}<11 11 $\overline{8}$> , foi identificada apenas no caster e apenas no centro da amostra.

O limite de escoamento ficou acima do realizado em outros estudos, o caster com homogeneização apresentou valores próximos aos do material de placa, o material de caster sem homogeneização apresentou o maior limite de escoamento.

Ensaios de conformação

O ensaio de Erichsen indicou que o material de placa tem a melhor condição de estampabilidade, o material de caster sem homogeneização apresentou o pior resultado.

Houve uma boa correlação entre os ensaios de orelhamento a textura e o índice de anisotropia, porém a textura do material de placa apresentou componentes que resultaram numa maior altura do copinho, o que leva a uma estampagem mais profunda.

Na curva limite de conformação (CLC) o material de caster com homogeneização tem o melhor resultado que é mais favorável para conformação profunda. Este resultado contrariou o resultado do ensaio de Erichesen, já que neste ensaio o material de placa apresentou um melhor resultado, também contrariando o ensaio de orelhamento, pois o nível de orelhamento do caster com homogeneização apresentou o pior resultado.

Todos os processos apresentaram uma curva de limite de conformação (CLC) similar ao identificado na literatura.

6 REFERÊNCIAS

ALVI, M. H.; CHEONG, S.; WEILAND, H.; ROLLETT, A. D. Recrystallization and texture development in hot rolled AA1050 aluminum. **Materials Science Forum.** v.467-470, p. 357-362, 2004.

ALVI, M.H.; CHEONG, S.W.; SUNI, J.P.; WEILAND, H.: ROLLETT, A.D. Cube texture in hot-rolled aluminum alloy AA1050 (AA1050) — nucleation and growth behavior. **Acta Materialia**, V.58, p.3098-3108, 2008.

Associação Brasileira do Alumínio (ABAL). **Relatório de sustentabilidade da indústria do alumínio 2006/2007**. São Paulo, 2008. 52p.

BACKERUD, L.; KROL, E.; Tamminen, J. **Solidification characteristics of aluminium alloys**. Sweden, Skan Aluminium, p.75-84, 1986.

BEVER, M. B.; HOLT, D. L.; TITCHENER, A. L. **The stored energy of cold work. Progress in Materials Science**, v. 17, p. 5-177, 1973.

BUDD, G. **Resources and production of aluminium**. TALAT, p.3-5, 1999. Disponível em: http://www.eaa.net/education/TALAT/lectures/1101.pdf. Acesso em: 15 de jan 2009.

CAMPOS, M. F.; FARIAS, M. C. M.; PADILHA, A. F. Uma compilação crítica de valores de energia de defeito de empilhamento para diversos metais. **Boletim** Técnico da Escola Politécnica, São Paulo, EPUSP, 1999. 18p.

CHEMIN, R. A. **Avaliação das deformações de chapas finas e curvas clc para diferentes geometrias de punções**. 2004. 127p. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2004.

CONSERVA, M.; DONZELLI, G ; Trippodo, R. **Aluminium and its applications**. Italy, Edimet, p.221-223, 1992.

CURSO DE LAMINAÇÃO, Companhia Brasileira de Alumínio, 73p.,1999.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 2ª ed. 1986.

ENGLER, O. An EBSD local texture study on the nucleation of recrystallization at shear bands in the alloy Al-3%Mg. **Scripta Materialia**, v.44, p.229-236, 2001.

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

FERNANDES, R. C. **Efeito dos teores de manganês e de ferro na evolução microestrutural de duas ligas do sistema Al-Fe-Mn-Si obtidas por lingotamento**

continuo. 2006. 184 p. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

GALEGO, E. **Desenvolvimento de programa computacional para tratamento de dados de textura obtidos pela técnica de difração de raios X**. 2004. 117p. Dissertação (Mestrado) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2004.

GODINHO, W. **Obtenção de produtos laminados de alumínio através do vazamento contínuo de bobina.** Seminário Alumínio para Utensílios Domésticos, 1. ABAL. São Paulo. 2004

GONÇALVES, M. Processamento termomecânico e evolução microestrutural de ligas de alumínio: aspectos da metalurgia física fundamental. In: TEXTURA RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO. 2 ed., 2003, São Paulo. **Workshop**. São Paulo: EPUSP, p. 329-348.

GOODWIN, G. M. Application of the strain analysis to sheet metal forming in the press shop. **La Metallurgia Italiana**, v.8, p.767-774, 1968.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. 1ª ed. Oxford. Pergamon. 547p, 1996.

JACOB, J. E. Direct chill casting defects. 5Tth Australasian Asian Pacific Conference on Aluminium Cast House Technology. **The minerals, Metals & Materials Society**, USA, p.245-251, 1997.

JAHAZI, M.; GOUDARZI, M. The influence of thermomechanical parameters on the earing behaviour of AA1050 and 1100 aluminium alloys. **Journal Of Materials Processing Technology,** v.63, p.610-613, 1997.

KAMMER, C. Alumínio – material com um grande potencial inovativo: sua obtenção características, aplicações e novos desenvolvimentos. In: Simpósio Internacional Da Vdi Sobre A Tecnologia Do Alumínio, 1. São Paulo. 2004. **Anais**. São Paulo: VDI, 2004. p15-57.

KEELER, S. P. Determination of the forming limits in automotive stamping. **Sheet Metal Industries**, v42, p683-691, 1965.

KEELER, S. P. Properties related to forming. Understanding sheet metal formability. **Machinery**, v74, n.8, p.94-103, 1968.

KOHARA, S. Forming limit curves of aluminum and aluminum alloy sheets and effects of strain path on the curves. **Journal of Materials Processing Technology**, v.38, p.723-735, 1993.

LANGE, K. **Forming Handbook**. New York: Mcgraw Hill and SME, 1993

LIMA, N. B. **Influência de textura em medidas de tensão residual**. 1991. 105p. Tese (Doutorado) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1991.

LIU, Q.; HANSEN, N. Microstructural study of deformation in grain boundary region during plastic deformation of polycrystalline aluminium. Materials **Science and Engineering A**, v.A, 234-236, p.672-675, 1997.

LIU, W. C.; RADHAKRISHNAN, B; LI, Z.; MORRIS, J. G. Through-thickness texture gradient in continuous cast AA 5052 aluminum alloy sheet. **Materials Science and Engineering A**, v.472, p.170-178, 2008.

MARCINIAK, Z.; KUCZYNSKI, K. Limit strains in the process of strch-forming sheet metals. **International Journal of Mechanical Sciences**, v.9. p.609-620, 1967.

MISHIN, O. V.; BAY, B.; JENSEN, D. J. Through-thickness texture gradients in cold-rolled aluminum. **Metallurgical And Materials Transaction**, v.13, p.1653-1662, 2000.

MINATEL, R. **Um estudo comparativo sobre a recristalização de chapas de alumínio AA1200 e AA3003 obtidas por lingotamento continuo (twin roll caster) e por fundição de placas (direct chill).** 2009. 84 p. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

MONDOLFO, L. F. **Manganese in aluminium alloys**. The Manganese Centre. France. p.69. 1976.

MOREIRA, L. P.; SAMPAIO, A. P.; FERRON, G.; LACERDA, A. C. Análise numérica e experimentação da influência da espessura inicial nas deformações limites em chapas. In: Conferência Nacional de Conformação de Chapas, 4. Porto Alegre. 2003. **Resumos**. Porto Alegre: Editora Brasil Ltda. 2003. p.39-49.

NAKAZIMA, K.; KIKUMA, T.; HASUKA, K. Study on formability of steel sheets. **Yawata Tech**, Rep. 264, p.141-126, 1968.

OLIVEIRA, J. C. P. T. **Evolução da microestrutura e da textura durante a laminação a frio e a recristalização de alumínio com diferentes níveis de pureza**. 2009. 215 p. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

PADILHA, A. F. **Competição entre recuperação e recristalização em uma liga de alumínio contendo dispersão de precipitados**. 1977. 71p. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1977.

PADILHA, A. F. Encruamento, recuperação, recristalização e textura do alumínio e suas ligas. In: Seminário de Metais Não Ferrosos, 10. São Paulo, 2002. **Anais**. São Paulo: ABM**,** 2002. p.18-47. 1 CD ROM.

PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L. **Work hardening, recovery, recrystallization and grain growth. In: Handbook of Aluminum**. New York, Marcel Decker, 2003. v. 2, p. 193-220

PADILHA, A. F.; SICILIANO, F**. Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. 3ª ed. São Paulo. ABM. p.232. 2005

REED-HILL, R. E**. Princípios de Metalurgia Física**. 2ª ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1972. p.2-30.

RICHTER, A. Comparação dos resultados de diferentes testes para a determinação da curva limite de conformação. In: conferência nacional de conformação de chapas. 4. Porto Alegre. 2004. **ANAIS**. Porto Alegre: Ed. Brasil ltda, 2003. p24-29.

RIOS, P. R.; SICILIANO, F.; SANDIM, H. R. Z.; PLAUT, R. L.; PADILHA, A. F. Nucleation and growth during recrystallization. **Materials Research**, v.8, n.3, p. 225-238, 2005.

SARTORI , A.; SANDIM, H. R. Z. **Evolução da textura tipo cubo no recozimento final da liga aa1200 e sua influência na estampagem**. In: Congresso Internacional de Tecnologia da Indústria do Alumínio. 1. São Paulo. 2002. São Paulo: ABAL. 2002. p.664-675. 1 CD ROM.

SCHAEFFER, L. **Conformação mecânica**. Porto Alegre: Editora da UFRS, 1999.

SIMIELLI, E. A. **Influência do tempo de aquecimento na recristalização de duas ligas de alumínio**. 1986. 93p. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1986.

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

SOUZA, S. A. **Ensaios mecânicos de materiais metálicos**. Edgard Blucher. 1974.

STÜWE, H. P.; PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. Competition between recovery and recrystallization. **Materials Science and Engineering A**, v.A333, p.361-367, 2002.

SWAN, P. R. Dislocations arrangements in face centered cubic metals. In: Electron Microscopy and Strength of Crystals. New York, **Interscience**, p.131-181. 1963.

USIMINAS. **Conformação na prensa**. Usiminas, n.6, 1999.

VAN VLACK, L. **Princípios de Ciência dos Materiais**. São Paulo. ed. Edgard Blücher, p.404. 1970.

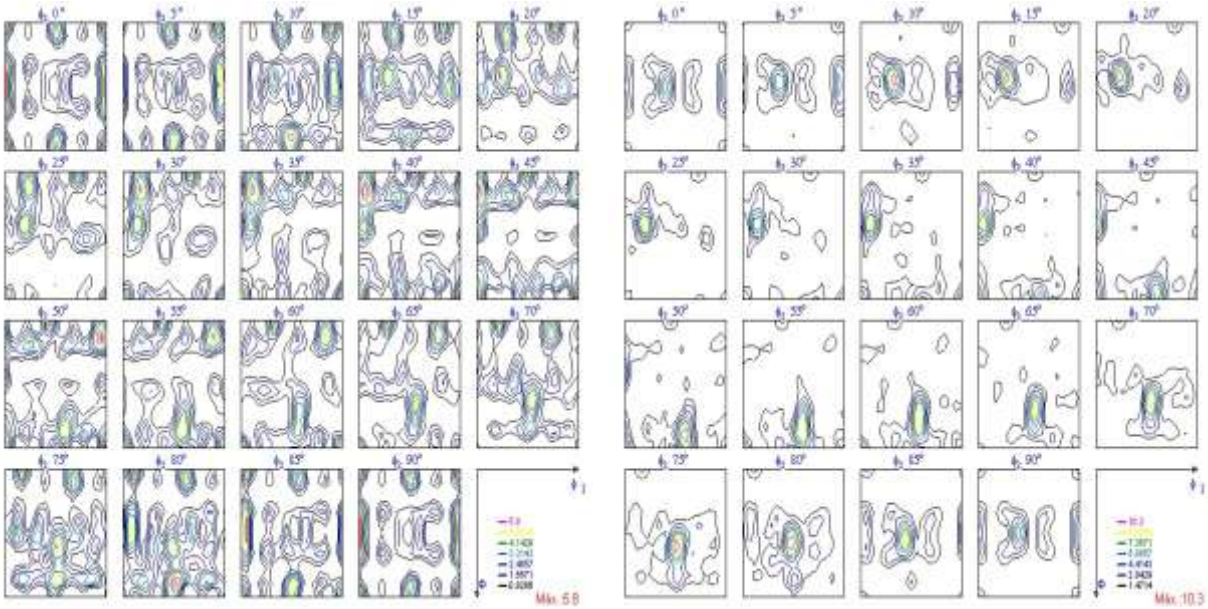
VIANA, C. S. C.; PAULA, A. S. Textura de deformação.In: **Workshop sobre Textura e Relações de Orientação**.2 . São Paulo. 2003. 2ª ed. São Paulo: TWA. 2003. 480p.

WOODTHORPE, J.; PEARCE, R. The effect of r and n upon the forming limit diagrams of sheet metal. **Sheet Metal Industries,** v.46, p.1061-1067, 1969.

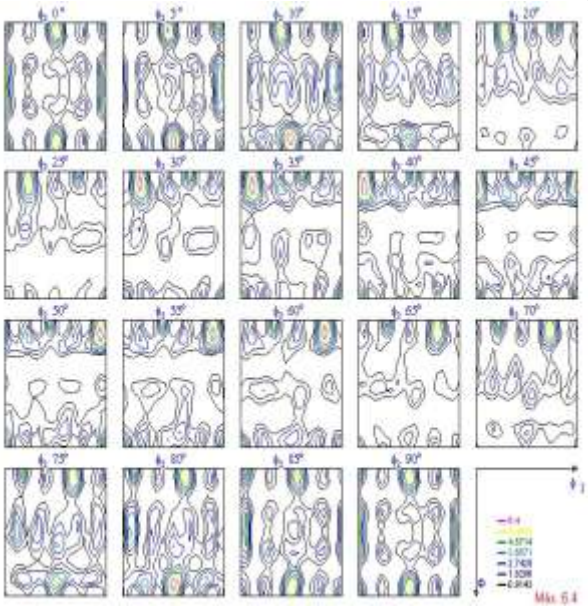
ZHOU, Y.; NEALE, K. W.; TOTH, L. S. Analytical solutions for the ideal orientations of f.c.c. rolling textures. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 39, p. 2921-2930, 1991.

ZHOU, X.S.; ZHONG, J. ; MAO, D.; FUNKE, P. Experimental study on material properties of hot rolled and continuously cast aluminum strips in cold rolling. **Journal of Materials Processing Technology**, v.134, p.352-362, 2003.

7 ANEXOS

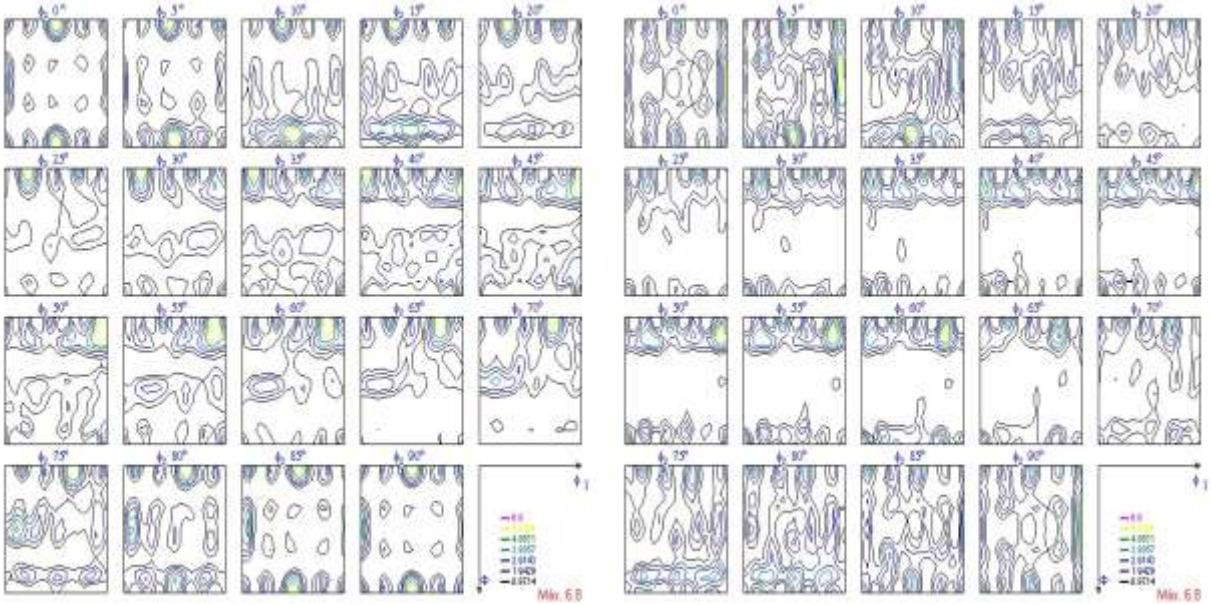


(a) (b)

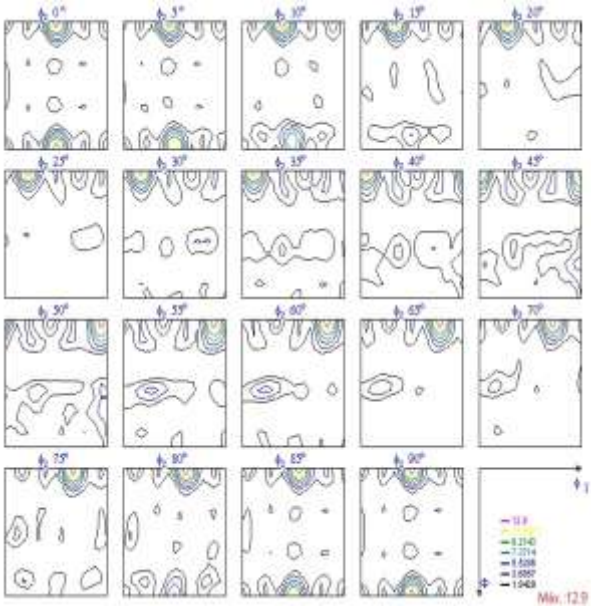


(c)

Figura 7.1 – ODF das amostras da liga AA1050 com 7,00mm, amostra C1 – placa laminada a quente sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura.

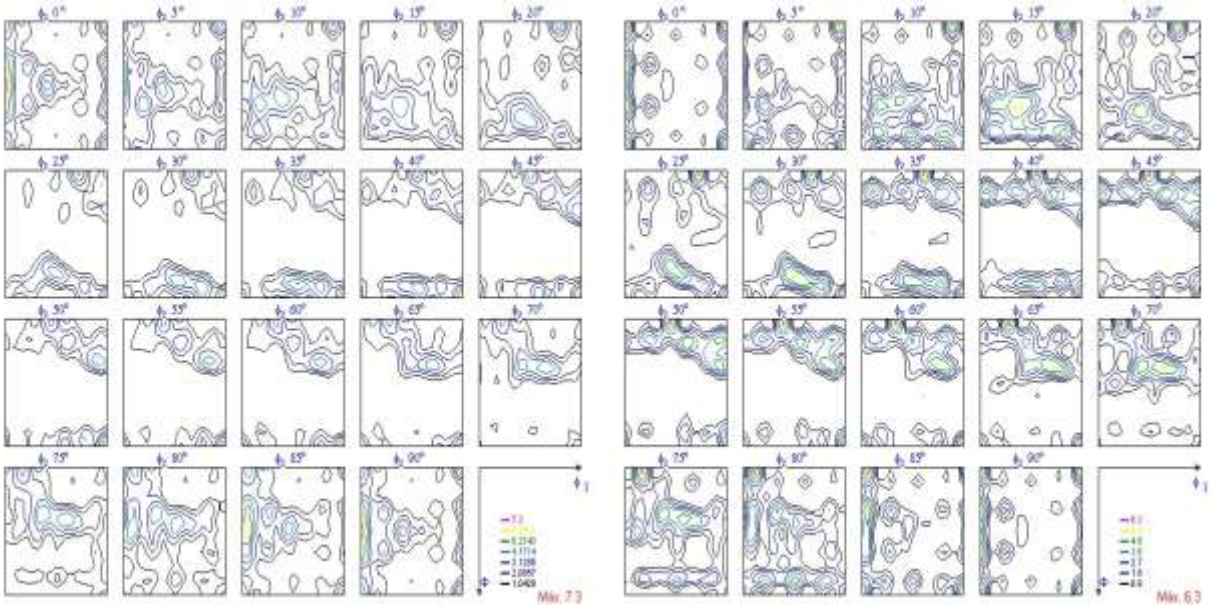


(a) (b)

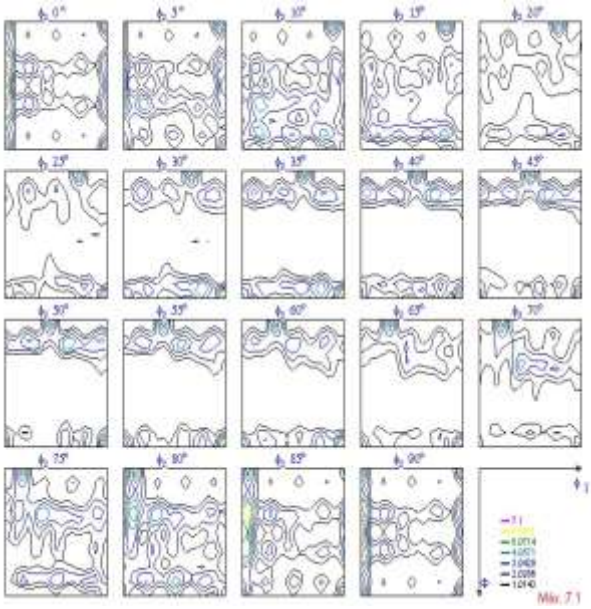


(c)

Figura 7.2 – ODF das amostras da liga AA1050 com 7,00mm, amostra D1 - caster bruto de fusão sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura.

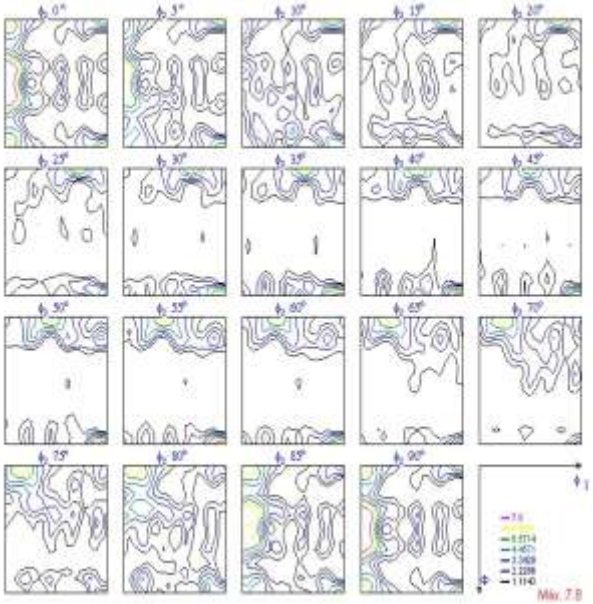


(a) (b)

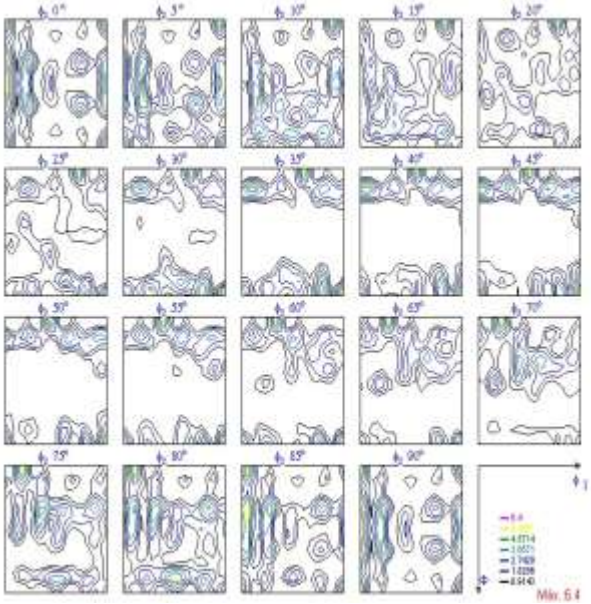


(c)

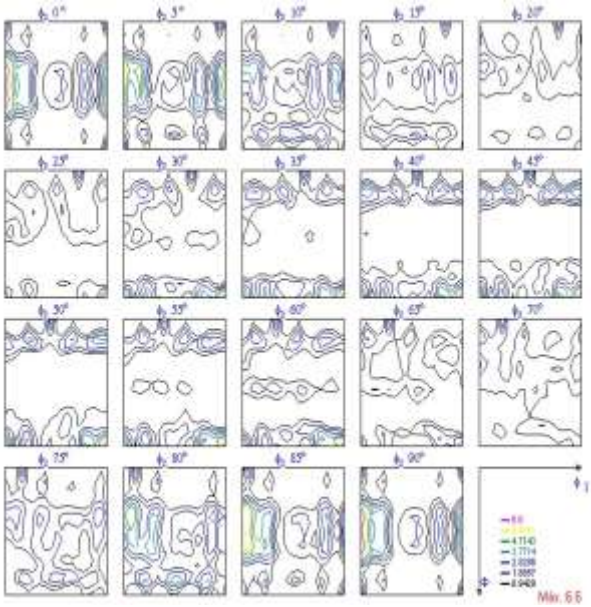
Figura 7.3 – ODF das amostras da liga AA1050 com 1,80mm após recozimento, amostra C3 – placa, sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura.



(a)

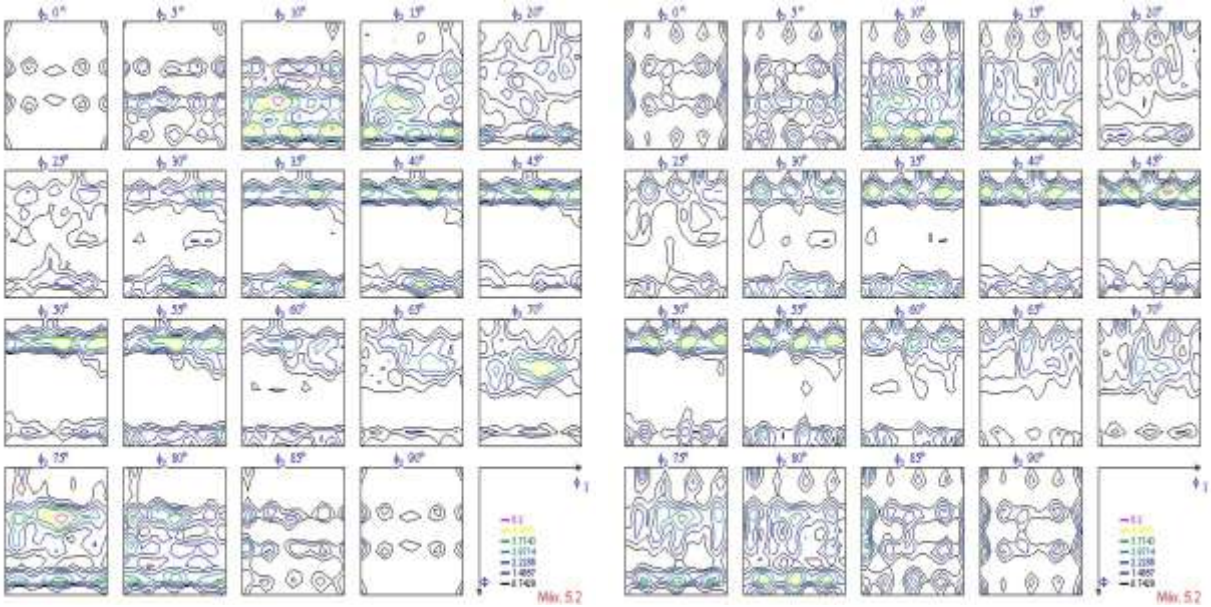


(b)

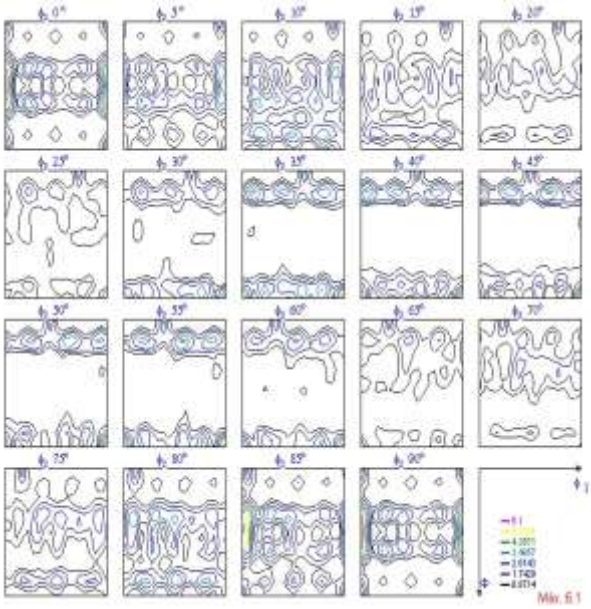


(c)

Figura 7.4 – ODF das amostras da liga AA1050 com 1,80mm após recozimento, amostra D3 - caster sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura.

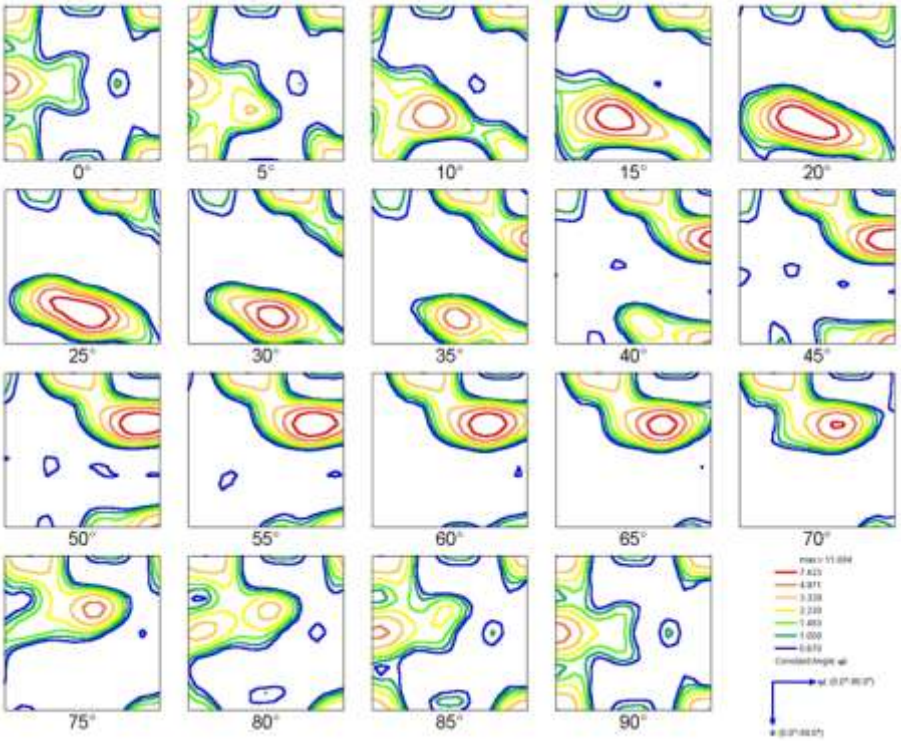


(a) (b)

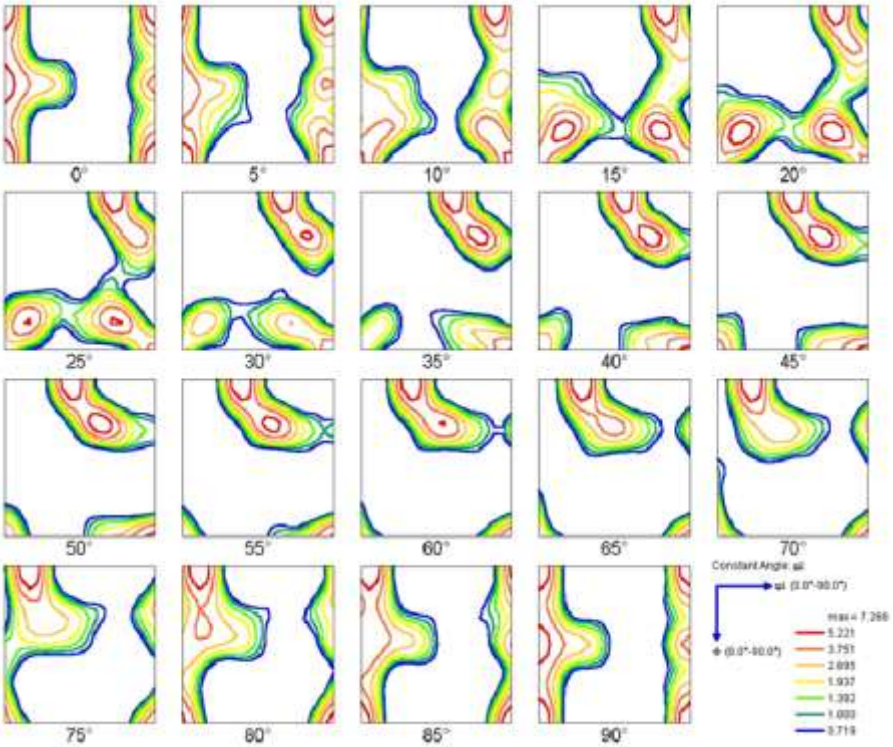


(c)

Figura 7.5 – ODF da amostra E5, liga AA1050 caster com homogeneização intermediária, após laminação a frio para 1,80mm e recozimento, com sendo: a) superfície; b) ¾ da espessura e c) ½ da espessura.

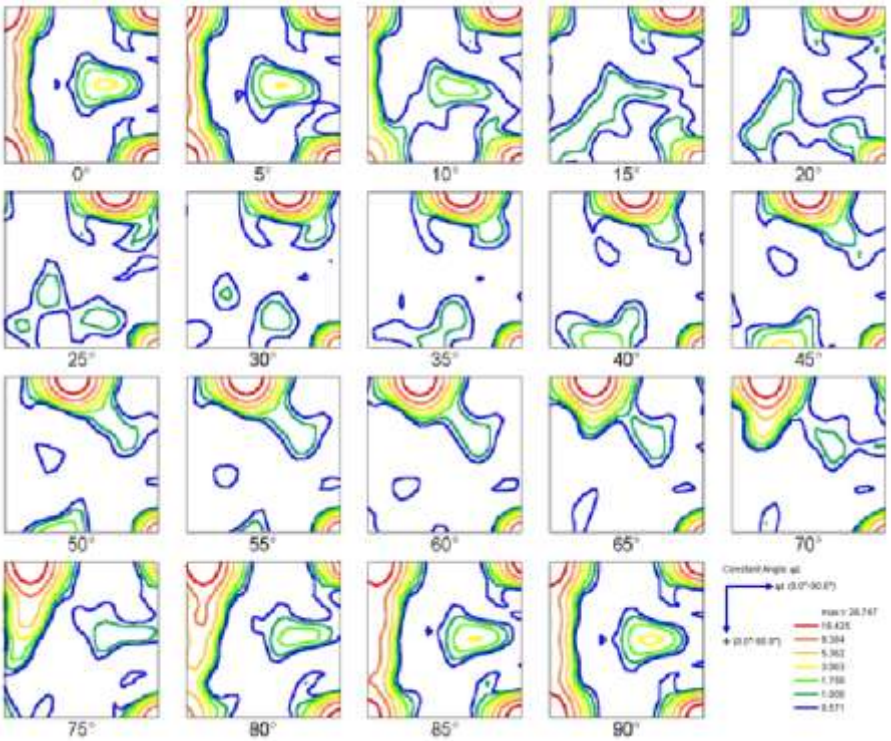


a)

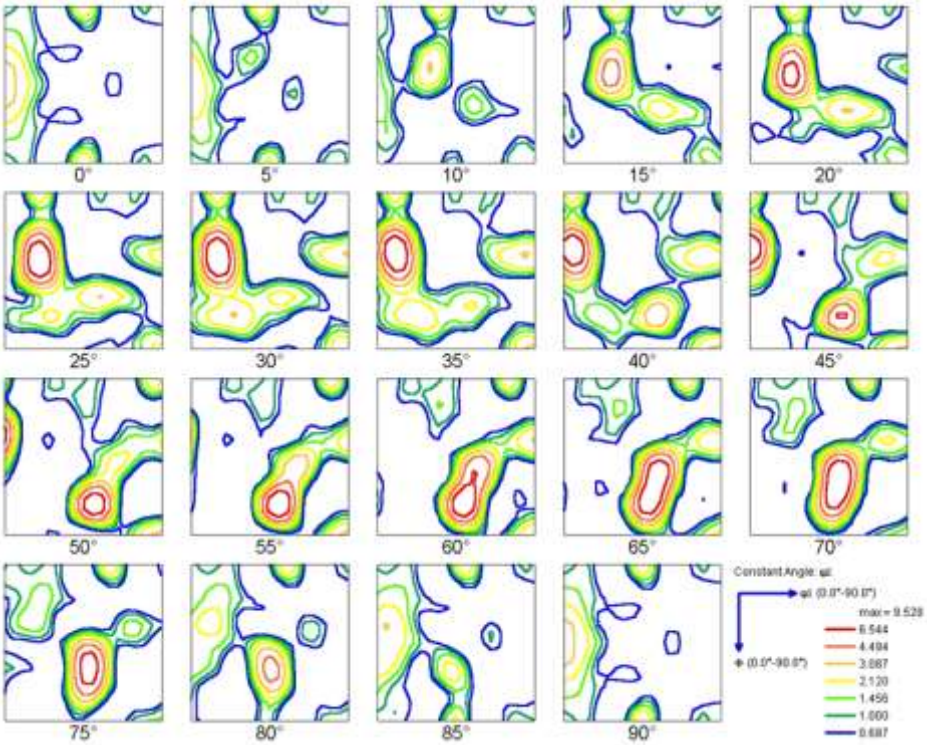


b)

Figura 7.6 – ODF da amostra C3 – Placa laminada para 1,80mm de espessura com posterior recozimento sendo; a) superfície e b) centro da amostra.



a)



b)

Figura 7.7 – ODF da amostra D3 – Caster laminado a frio para 1,80mm de espessura com posterior recozimento sendo; a) superfície e b) centro da amostra.