

# EVOLUÇÃO COMPARATIVA DA MICROESTRUTURA E TEXTURA EM CHAPAS DE LIGA DE ALUMÍNIO AA1050 PRODUZIDO PELO PROCESSO DC E CC <sup>1</sup>

Heber Pires Otomar<sup>2</sup>  
Ronald Lesley Plaut<sup>3</sup>

## Resumo

Este estudo visa à avaliação, em escala industrial, do efeito entre os processos de fabricação de fundição contínua (CC) e vazamento Direto (DC) sobre a liga de alumínio AA1050 laminada e recozida. Caracterização da evolução da microestrutura e textura do vazamento até a condição final após a conformação foi realizado. Foram realizados ensaios de estampagem para identificar qual processo apresenta desempenho melhor. Microestruturas diferentes foram obtidas para os processos de estudo: o material de DC foi mais homogêneo, tanto em termos de distribuição de intermetálicos e tamanho de grãos. As propriedades mecânicas do material CC foram superiores em relação ao material de DC. O material do processo CC com homogeneização apresentou o melhor desempenho para a Curva Limite de Conformação (CLC).

**Palavras-chaves:** Ligas de alumínio; Conformação mecânica.

## COMPARATIVE MICROSTRUCTURE AND TEXTURE EVOLUTION IN THE AA1050 ALUMINUM ALLOY SHEETS PRODUCED BY DC AND CC METHODS

### Abstract.

This study aims at the evaluation, in an industrial scale, of the effect between the direct chill (DC) and continuous casting (CC) fabrication processes of AA1050 rolled and annealed sheets. Characterization of their microstructure and texture evolution from the as-cast condition up to the end condition of a deep-drawn cup has been carried out. Stamping tests have been performed to identify which process presents best stamping performance. Different microstructures have been obtained for the studied processes: the DC material was more homogeneous, both in terms of intermetallic distribution and grain size. The mechanical properties of the CC material, were slightly higher than those for the DC material. Forming limit diagram (FLD) the homogenized CC material presented the best results.

**Keywords:** Aluminum Alloys, Mechanical working; Heat treatment.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 47º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 26 a 29 de outubro de 2010, Belo Horizonte, MG.

<sup>2</sup> Eng., Msc. Depto. De Pesquisa e Desenv. de Novos Produtos, Tecnologias e Processos da Cia. Brasileira de Alumínio (CBA);

<sup>3</sup> Professor Associado, PhD - EPUSP – SÃO PAULO - [rlplaut.usp.br](mailto:rlplaut.usp.br)

## 1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

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. 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 o quão bom o material é adequado para conformação. De forma resumida, os principais objetivos são:

- avaliar a influencia dos processos de fabricação de placas e bobinas caster, sobre a estampabilidade de chapas laminadas a frio com 1,80 mm de espessura no estado recozido; e
- caracterizar a evolução da microestrutura e da textura ao longo dos processos de fabricação acima mencionados.

## 2 REVISÃO DA LITERATURA

*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.<sup>(1)</sup> Para a economia brasileira, no ano de 2007 foi responsável por cerca de 1,07% do PIB nacional; e cerca de 4,50% sobre o PIB industrial, sendo responsável por mais de 62 mil empregos diretos e com investimentos na ordem de R\$ 4,1bi ainda em 2007, a maior parte deste investimento destinado a produção do alumínio primário, conforme dados da ABAL.<sup>(2)</sup>

O Brasil possui a terceira maior reserva da bauxita do planeta, e no final de 2007 figurava o sexto maior produtor de alumínio primário do mundo. A produção nacional do alumínio, que era praticamente inexpressiva em meados de 1960 com cerca de 55mil t/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 3.000% em menos de 50 anos, algo expressivo, e que deixa evidente sua importância para o crescimento nacional. Como exemplo do potencial econômico deste metal, podemos comparar o consumo per capita 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.<sup>(2)</sup>

*Caster.* 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 mm a 12 mm e, largura de 750 mm a 2.100 mm, 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°C/s a 700°C/s, muito superior a do processo de placas, em ligas carregadas, os elementos formam soluções sólidas supersaturadas.

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 microsegregação pode

ser prejudicial aos subseqüentes processos de laminação, visto que só conseguem ser difundidas por longas etapas de homogeneização.<sup>(3)</sup>

## 2.1 Textura em Chapas de Alumínio

As texturas de deformação mais freqüentes encontradas no alumínio e suas ligas apresentam predominância dos componentes  $\{112\}\langle 111\rangle$  (textura tipo cobre), e  $\{110\}\langle 112\rangle$  (textura tipo latão), e eventualmente a presença das componentes  $\{011\}\langle 100\rangle$  (textura tipo Goss) e  $\{123\}\langle 634\rangle$  (textura tipo S).<sup>(4)</sup> 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 textura acentuada, este efeito gera orelhas a 45°, sendo que estas devem ser retiradas das peças estampadas, aumentando-se o descarte na conformação.

Alterações de processos impõem texturas diferentes e efeitos nos subseqüentes processos de conformação. Em pesquisa realizada por Sartori,<sup>(5)</sup> 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, observou-se o efeito indesejado de um tipo específico de textura, onde amostras com textura tipo cubo  $\{100\}\langle 011\rangle$  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 textura, em muitos casos, determina a viabilidade da matéria prima em atender aos requisitos de conformação de uma dada aplicação. Para o estudo realizado por Liu,<sup>(6,7)</sup> é conhecido que materiais laminados a quente têm melhor desempenho frente à conformação, se comparados com materiais produzidos a partir de vazamento tipo caster, porém pode ser identificado que a textura é uma das componentes para esta diferença.

## 2.2 Curvas Limite de Conformação (CLC)

De acordo com Moreira et al.,<sup>(8)</sup> 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 Diagrama Limite de Conformação (DLC) foi inicialmente introduzido por Keeler<sup>(9,10)</sup> para os valores positivos da menor deformação principal no plano da chapa. Este conceito foi então estendido por Goodwin,<sup>(11)</sup> e Woodthorpe e Pearce<sup>(12)</sup> ao domínio de deformações compreendido entre os estados de tração uniaxial e estiramento biaxial.

O DLC é definido nos eixos das menores e das maiores deformações principais obtidas no plano da chapa, segundo Moreira et al.<sup>(8)</sup> 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,<sup>(13)</sup> 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.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

O escopo propõe a análise comparativa de duas ligas laminadas a frio, com posterior recozimento obtidas 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 painéis 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 através da laminação a frio. A Tabela 1 indica a nomenclatura das amostras e processos analisados.

Devido às vantagens do vazamento de caster, em relação à redução do número de etapas de processos, conforme pode ser visualizado na figura 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, sendo este o ponto de partida para a análise comparativa.

A composição química foi determinada em espectrômetro de emissão ótica da marca ARL, mod. 3460, em amostras previamente lixadas.

A microscopia ótica foi obtida nas amostras sendo avaliada superfície,  $\frac{3}{4}$  da espessura e  $\frac{1}{2}$  da espessura. Preparação utilizando lixas d'água com granas 220, 400 e 800 seguido de polimento com pasta de diamante. Para revelação dos precipitados foi utilizado solução aquosa de HF 0,5%; A análise da estrutura granular foi obtida através da oxidação anódica em solução de Baker (solução aquosa  $\text{HBF}_4$  1,8%) fonte de 20V 3min. Todas as imagens foram obtidas com microscópio ótico Olympus BX51M.

Para obtenção da macrotextura, as amostras foram preparadas seguindo procedimento realizado para a microscopia ótica, até a etapa de polimento, sendo utilizado um goniômetro automático de textura com passos de  $5^\circ$ , acoplado a um difratômetro Rigaku mod. DMAX-2000 (IPEN), sendo utilizado radiação  $\text{MoK}\alpha_1$  ( $\lambda = 0,7093\text{Å}$ ).

Os ensaios de Limite de Resistência a Tração (LRT), Limite de escoamento (LE) e Alongamento foram realizados conforme norma NBR 7549,<sup>(14)</sup> sendo realizado num equipamento da marca Emic, mod. DL 5000. O ensaio de orelhamento ("earring") foi realizado numa máquina da marca Erichsen mod. 145-60.

A Curva Limite de Conformação foi obtida a 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,<sup>(15)</sup> que define os parâmetros do ensaio, dimensão da grade de círculos e número de amostras, no caso, três amostras para cada dimensional dos corpos de prova.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

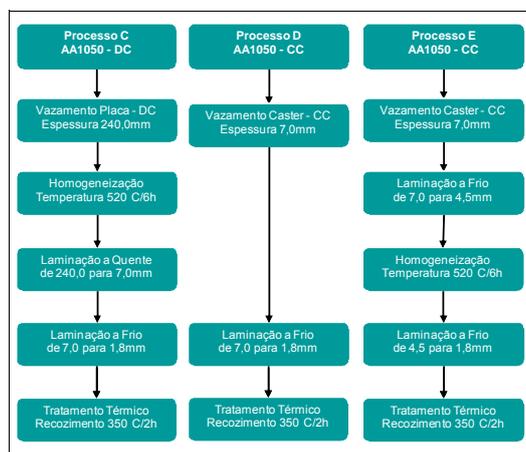
### 4.1 Microscopia Ótica (MO)

Neste item, serão apresentados os resultados das análises metalográficas das chapas.

A Figura 2 apresenta a estrutura granular da placa bruta de fusão, onde é possível observar que no centro da amostras (Figura 2b) o tamanho de grão é menor que na periferia. A estrutura esta repleta de precipitados do tipo “escrita chinesa”, provavelmente a fase  $\alpha$  (AlFeSi) formado entre os braços dendrídicos no momento da solidificação.<sup>(16)</sup> Esta estrutura é típica de uma taxa de solidificação relativamente baixa, da ordem de 1°C/s a 5°C/s, característica do processo de vazamento tipo DC.

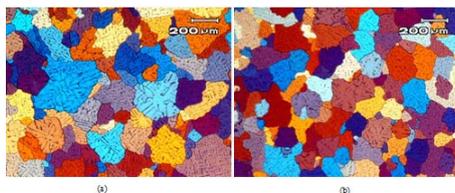
**Tabela 1 – Identificação das amostras em função do processo e condição do material**

Liga / Tipo	Amostra	Etapa de retirada da amostra / condição da amostra
Placa - DC	C0	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
Caster - CC	D1	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
Caster - CC - Hb	E1	Bruto de fusão na espessura de 7,0mm
	E2	Após LF / Encruada na espessura de 4,5mm
	E3	Após Hb / Homogeneizada na espessura de 4,5mm
	E4	Após LF / Encruada na espessura de 1,8mm
	E5	Após TT / Recristalizada na espessura de 1,8mm



**Figura 1 – Fluxograma esquemático dos processos de fabricação da liga AA1050 avaliados sendo: Processo C - vazamento placa DC, Processo D – vazamento caster e Processo E – Vazamento caster com homogeneização intermediária.**

O material do processo de placa (Figura 3a) apresenta uma estrutura de grãos parcialmente recristalizada, 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 estar associada a alguma segregação de precipitados de Fe, que podem inibir a recristalização ocorrida durante ou após a laminação a quente.

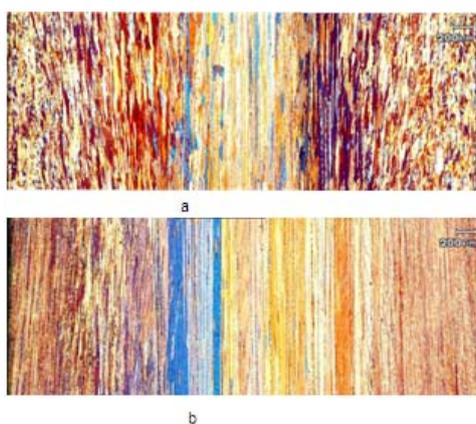


**Figura 2** – Microestrutura da amostra C0 (MO, luz polarizada), liga AA1050 processo placa no estado bruto de fusão, na secção longitudinal sendo: a) superfície da amostra; b) centro das amostras

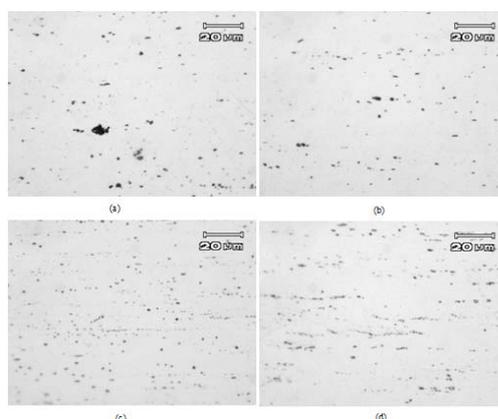
O material proveniente do processo caster apresentou uma estrutura deformada, devido à deformação a quente que ocorre no material logo após a solidificação entre os cilindros. Na superfície os grãos têm uma orientação de aproximadamente 45° em relação à direção de solidificação, esta orientação se reduz conforme se caminha para o centro da amostras (Figura 3b).

#### 4.2 Material na Condição Final

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

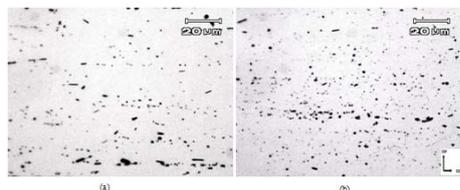


**Figura 3** – Microestrutura da liga AA1050 (MO, luz polarizada) sendo; a) amostra C1, placa laminada a quente com 7,0mm; b) amostra D1, caster Bruto de fusão com 7,0mm.

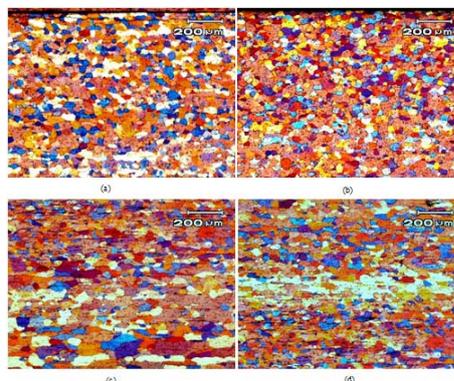


**Figura 4** – Micrografia na secção longitudinal mostrando a distribuição dos intermetálicos na liga AA1050 laminada a frio para 1,80mm recozidas, amostra C3 de placa sendo: a) superfície da amostra; b) centro da amostra, e amostra D3 de caster sendo: c) superfície da amostra; d) centro da amostra.

As amostras de caster (D3, E5) apresentaram uma região central com estrutura segregada de intermetálicos (Figuras 4c, 4d e 5). É possível notar também que em relação ao início do processo, a amostra D3 apresenta intermetálicos mais finamente distribuídos. O material de caster que foi submetido a uma homogeneização intermediária (amostra E5), apresentou uma estrutura bem diferente, se comparado ao material de caster sem tratamento térmico (Figuras 4c, 4d e 5) com precipitados mais grosseiros na amostra E5 em relação à amostra D3. Também neste caso, pode ser notado 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 auxílio do software Image Pro Plus foi estimado a fração volumétrica das fases, sendo encontrado 1,20% contra 1,30% da amostra E5 e 2,10% da amostra D3.

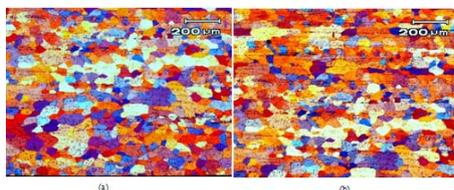


**Figura 5** – Micrografia na seção longitudinal mostrando a distribuição dos intermetálicos na liga AA1050 homogeneizada com 4,50 mm de espessura, laminada a frio para 1,80mm com posterior recozimento, amostra E5 de caster sendo: a) superfície da amostra; b) centro da amostra.



**Figura 6** – Microestrutura na seção longitudinal da liga AA1050 laminada a frio para 1,80 mm 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 liga AA1050 de placa apresentou uma estrutura granular com tamanho de grão de 32  $\mu\text{m}$  (Figuras 6a, 6b), o material de caster sem homogeneização (D3) revelou tamanho máximo de 52  $\mu\text{m}$  (Figuras 6c e 6d), com maior heterogeneidade, a superfície apresentou tamanho maior que no centro da chapa.



**Figura 7** – 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: a) superfície da amostra; b) centro da amostra.

Contendo uma homogeneização intermediária, o material de caster na liga AA1050, revelou um tamanho de grão médio menor, com 40  $\mu\text{m}$ , porém mais homogêneo em relação ao centro da amostra (Figura 7), e em relação ao material de caster sem a homogeneização (D3), e maior que o material de placa (D3).

O gráfico da Figura 8 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 desta liga. Mesmo com uma homogeneização intermediária (amostra E5) esta tendência prevalece para a amostra (E5).

### 4.3 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 de 7,0 mm; com 1,80 mm de espessura após a laminação a frio, no estado encruado e após tratamento térmico de recozimento, também com 1,80 mm de espessura. Os resultados foram indicados na Tabela 3, é possível identificar os seguintes pontos:

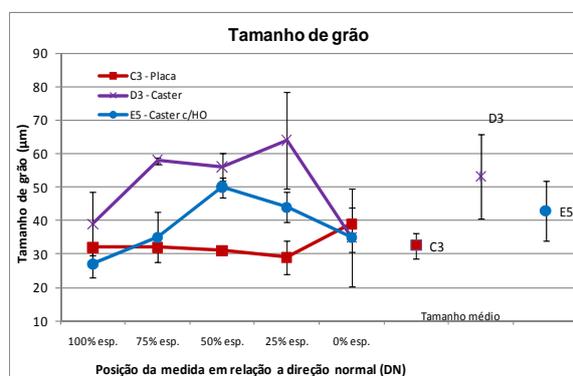
a) No início do processo, os materiais provenientes do processo caster, apresentaram limite de resistência a tração e limite de escoamento maior que o material proveniente do processo placa, amostras C1, D1 e E1.

b) Após a laminação a frio, as propriedades mecânicas mantiveram a tendência de alta, em relação ao processo, caster com LRT mais alto que placa. O material na liga AA1050 de caster, com homogeneização, apresentou um LRT menor, amostra E4, devido a este ter sido submetido a uma homogeneização intermediária, não estando portando com o mesmo grau de encruamento que as amostras da mesma liga (C2 e D2).

**Tabela 2**– Parâmetros de laminação a frio das amostras.

Amostra	Esp. Entrada (mm)	Esp. Saída (mm)	Redução Por passe	Diametro Cilindro (mm)	l/h
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: DC – Placa; CC – Caster



**Figura 8** – 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).

Comparando os materiais com os valores disponíveis para consulta no site da AluMatter (Tabela 3), é possível identificar que a dureza esperada, do material após laminação a e recozimento, foi de 21HB não sendo alcançada por nenhum material estudado, os valores encontrados para todos os materiais ficaram acima, em média 42HB sem variações significativa entre as amostras.

O limite de escoamento, que primariamente 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 40 MPa do material de caster com homogeneização intermediária (amostra E5).

Confirmando os valores mencionados pelo AlluMatter, Zhou et al.<sup>(17)</sup> identificou que para uma temperatura de recozimento de 1h, os valores do limite de escoamento estão na ordem de 35 MPa a 40 MPa num experimento que avaliou caster e placa. Este resultado sugere que os materiais avaliados, podem apresentar diferenças significativas durante as conformações mais críticas, uma vez que tanto o alongamento quanto o escoamento apresentaram valores superiores, principalmente no caster sem homogeneização intermediária (amostra D3).

#### 4.4 Textura após Laminação a Frio

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  $\{001\} \langle 110 \rangle$ , se torna mais intensa para reduções a frio maiores que 60%.<sup>(6)</sup>

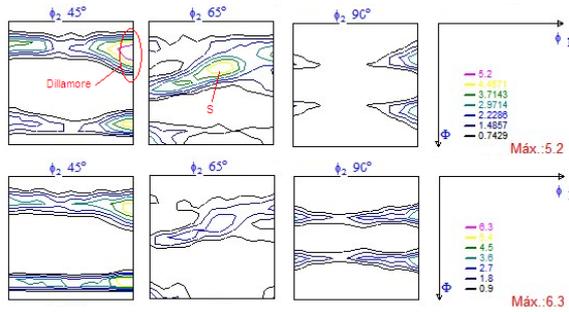
**Tabela 3** – Propriedades Mecânicas encontradas nas amostras e propriedades típicas<sup>(1)</sup> liga AA1050.

Descrição	Limite de Resistência a Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HB)
C1 - Placa Lam. a Quente	80	54	47	27
D1 / E1 - Caster bruto de fusão	108	87	32	38
C2 - placa com encruamento 74%	153	141	7	39
D2 - Caster com encruamento de 74%	170	160	6	48
E4 - Caster com encruamento de 60%	138	131	12	44
C3 - Placa laminada e recozida com 1,80mm	74	42	43	41
D3 - Caster laminado e recozida com 1,80mm	74	48	45	42
E5 - Caster com Ho. Inter. laminada e recozida com 1,80mm	80	40	46	42
Valores típicos da Liga AA1050 - Recozido "O" <sup>(1)</sup>	80	35	nd	21
Valores típicos da Liga AA1050 - Encruado "H18" <sup>(1)</sup>	180	170	nd	48

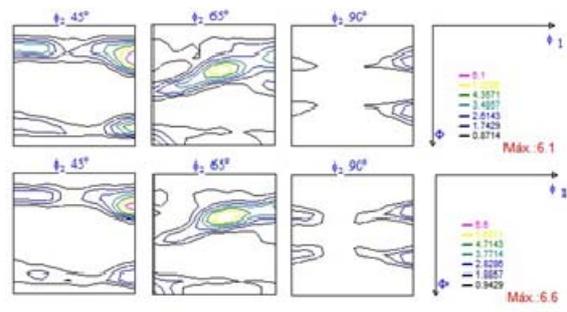
<sup>(1)</sup> Fonte: Site <http://aluminium.matter.org.uk/aluselect/>

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  $\{4411\} \langle 11118 \rangle$ , e uma de suas variações  $\{11118\} \langle 4411 \rangle$ . (Figura 9), também foi identificado a textura tipo S  $\sim\{123\} \langle 634 \rangle$ .

O aparecimento desta componente pode estar associada a condições de laminação, como temperatura lubrificação, e em alguns casos devido a uma deformação não homogênea, que é, a razão entre o raio do cilindro do laminador e as espessuras de entrada e saída do laminador, com base neste índice, calcula-se o  $l/h$  ( $l$  = arco de contato e  $h$  = espessura de saída) que segundo Mishin et al.<sup>(18)</sup> é ideal que esteja situado entre 0,5 e 5,0 pois, deformações muito altas podem provocar uma componente de cisalhamento na superfície da chapa. Pela Tabela 2 pode-se verificar que  $l/h$  está dentro da faixa indicada, os dois últimos passes de laminação apresentaram valores próximos ao máximo de  $l/h$  (4,5), sugerindo ser este também um fator influenciador nas diferenças entre as texturas destes materiais.



**Figura 9** - FDO com  $\Phi 2 = 45, 65$  e  $90^\circ$  da amostra da liga AA1050 com 1,80mm de espessura com encruamento de 74,3%, amostra C2 – Placa, sendo: a) superfície; b) c)  $\frac{1}{2}$  da espessura.



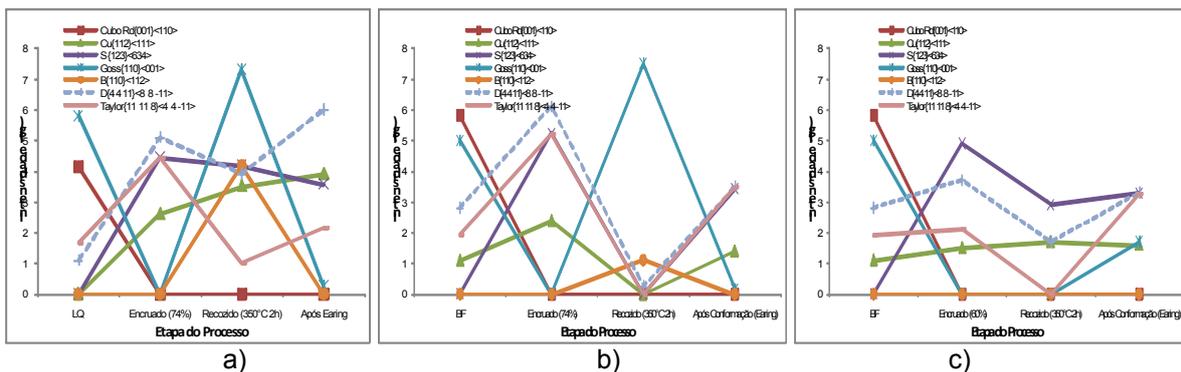
**Figura 10** - FDO com  $\Phi 2 = 45, 65$  e  $90^\circ$  da amostra da liga AA1050 com 1,80mm de espessura com encruamento de 74,3%, amostra D2 – Caster, sendo: a) superfície; b) c)  $\frac{1}{2}$  da espessura.

Os demais processos seguiram a mesma tendência, apresentando texturas similares às do material de placa, conforme gráficos da Figura 11, 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 (Figuras 10 e 12).

#### 4.5 Textura nas Amostras após Laminação a Frio com Posterior Recozimento

Na condição na condição final do processo, ou seja, após laminação a frio e posterior recozimento a  $350^\circ\text{C}$  por 2 h, os materiais apresentaram de maneira geral, textura mais pronunciada do tipo Goss  $\{011\}\langle 100 \rangle$  que tem componentes de recristalização e de laminação, figuras 13, 14 e 15.

A amostra de placa (C3) apresentou componente Goss, conforme apresentado nas Figuras 10 e 13. Na superfície desta material é possível notar que a componente tipo Dillamore  $\{441\}\langle 111\bar{1}\bar{1}\bar{1}\bar{1}\rangle$ , típica de cisalhamento, conforme abordado anteriormente foi intensa, com  $f(g) = 4,60$ , menor apenas que intensidade tipo Goss que apresentou  $f(g)=7,30$  (Figura 13).



**Figura 11** – Variação da intensidade da textura na superfície das amostras durante as etapas de fabricação, sendo; a) Processo “C” – placa; b) processo “D” – caster e b) Processo “E” – caster com homogeneização intermediária.

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 14). Foi identificada também a textura  $\{115\}\langle \bar{5}\bar{5}\bar{5}\rangle$ , apresentando a intensidade de  $f(g) = 3,60$  na superfície contra 4,50 no centro.

Tabela 4 – Resultado do Ensaio de Orelhamento (*Earing*)

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

O material de caster que foi submetido a uma homogeneização intermediária (E5) apresentou na superfície maior intensidade da textura tipo  $\{115\} \langle \bar{5} \bar{5} \bar{5} \rangle$ , com  $f(g) = 4,50$ , também foi identificado a textura tipo Dillamore com menor intensidade ( $f(g) = 2,90$ ), a textura tipo cubo esteve presente, porém em menor intensidade,  $f(g) = 1,30$ . Na região intermediária (com 75% da espessura) as texturas encontradas não apresentaram alterações significativas (Figura 15b). No centro da amostra a textura tipo Goss que não foi identificada na superfície apresentou a maior intensidade, sendo encontrado  $f(g) = 5,60$  contra 4,50 da Dillamore e 3,80 para a textura  $\{115\} \langle \bar{5} \bar{5} \bar{5} \rangle$  (Figura 15c).

#### 4.6 Textura após ensaio de orelhamento (*Earing*)

Para efeitos de caracterização foi avaliada a textura após o ensaio de earing, realizado nas amostras laminadas e recozidas (Tabela 4). Este ensaio simula condições de conformação revelando a influência da textura no aparecimento de orelhas no corpo de prova, que tem o formato de um “copinho” (Figura 16). Pelos gráficos da Figura 11, o material de placa (C3) aumentou a intensidade da componente tipo Dillamore passando de  $f(g)=4,5$  para  $\sim 5,2$  após o ensaio. Os materiais de caster não exibiram grandes modificações após a conformação, mantendo basicamente as mesmas texturas apenas que o material com homogeneização intermediária manteve a componente tipo Goss de 7,5 na superfície.

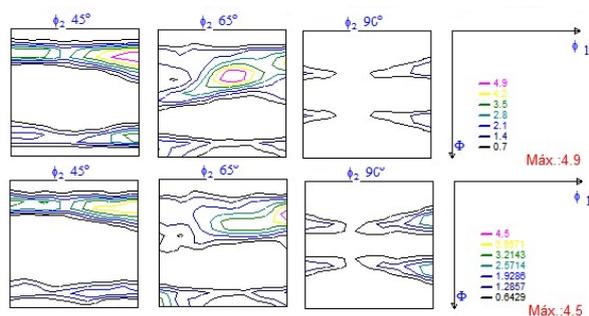


Figura 12 - FDO com  $\Phi 2 = 45, 65$  e  $90^\circ$  da amostra E4 – caster com Ho intermediária, com 1,80mm de espessura encruamento de 60,0%, sendo: a) superfície; b)  $\frac{1}{2}$  da espessura.

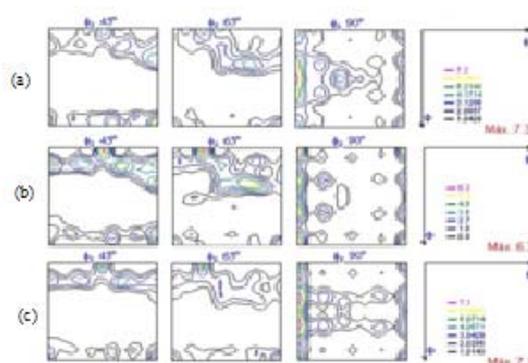
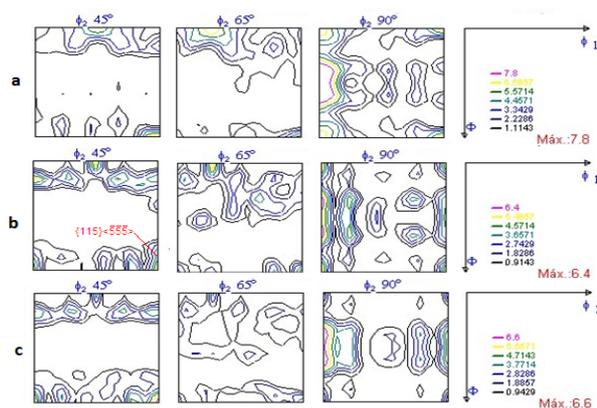
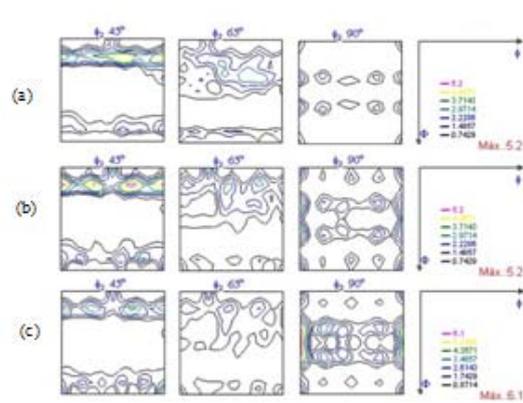


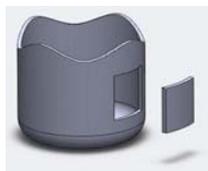
Figura 13 – FDO com  $\Phi 2 = 45, 65$  e  $90^\circ$  das amostras C3 - placa, com 1,80mm após recozimento, sendo: a) superfície; b)  $\frac{3}{4}$  da espessura e c)  $\frac{1}{2}$  da espessura.



**Figura 14** – FDO com  $\Phi 2 = 45, 65$  e  $90^\circ$  amostras da liga AA1050 com 1,80mm após recozimento, amostra D3 - caster sendo: a) superfície; b)  $\frac{3}{4}$  da espessura e c)  $\frac{1}{2}$  da espessura.



**Figura 15** – FDO com  $\Phi 2 = 45, 65$  e  $90^\circ$  da amostra E5, caster com homogeneização intermediária, após laminação a frio para 1,80mm recozido, com sendo: a) superfície; b)  $\frac{3}{4}$  da espessura e c)  $\frac{1}{2}$  da espessura



**Figura 16** – Desenho esquemático da amostra retirada para análise de textura, após ensaio de orelhamento (earing).

#### 4.7 Curva Limite Conformação (CLC)

A curva limite de conformação (CLC) obtida para os materiais está apresentada na Figura 17. 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  $\sim 25\%$  na região do estado plano de deformação  $\epsilon_2 = 0$ , 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.

Também é possível notar que o material de placa (C1) apresentou uma condição intermediária entre os processos de caster. No gráfico da figura 16 foi incluída a curva obtida por Kohara,<sup>(19)</sup> 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.

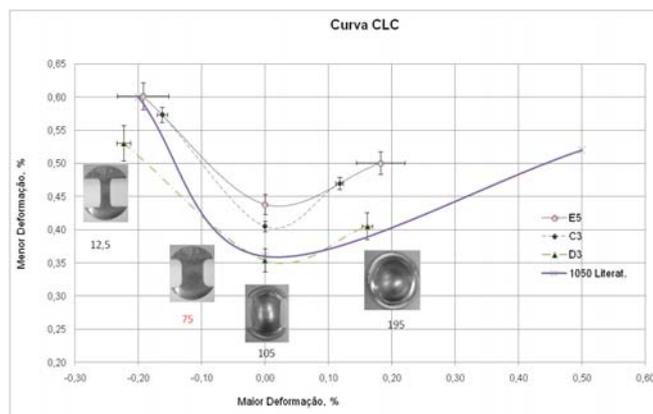


Figura 17 – Curva limite de conformação (CLC), obtida para as amostras estudadas, comparação com a curva da literatura de Kohara.<sup>(19)</sup>

## 5 CONCLUSÕES

As conclusões serão abordadas conforme as etapas de análises sendo:

### 5.1 Estrutura Metalográfica

As microestruturas dos materiais seguiram a tendência esperada, e já estudada em outras pesquisas para os processos de produção via placa e via caster, apresentando o caster uma microestrutura com regiões mais segregadas de intermetálicos, em relação a sua superfície, se comparado com o material de placa. A estrutura granular apresentou características mais próximas entre os processos estudados, porém o material de caster (de ambos os processos) obteve uma maior heterogeneidade.

O processo de caster com um homogeneização intermediária resultou numa microestrutura com tamanho de grão maior que o encontrado no material de caster sem homogeneização, na condição final, porém a estrutura apresentou menor heterogeneidade quando comparado ao material de caster sem homogeneização intermediária.

### 5.2 Textura

A evolução da textura apresentou características do tipo Cubo rodado,  $\{001\} \langle 110 \rangle$  no início do processo (placa no estado laminado a quente e caster no estado bruto de fusão), mais acentuado para o material produzido de caster do que de placa. Após a laminação (materiais no estado encruado) todos os processos estudados apresentaram a componente tipo Dillamore  $\{4411\} \langle 111\bar{1}\bar{0} \rangle$ . típica de cisalhamento, o material processado de caster com a homogeneização apresentou uma menor intensidade desta componente em relação aos outros materiais, esta condição é justificada em função do grau de encruamento antes do recozimento ser menor.

Na condição final, laminado e recozido, todos os materiais apresentaram a componente tipo Goss  $\{011\} \langle 100 \rangle$  como maior intensidade, porém a superfície do material de caster com homogeneização intermediária, não apresentou esta componente. A componente Dillamore foi identificada apenas no material proveniente de caster e apenas no centro da amostra. A componente de cisalhamento é esperada na superfície da amostra.

O limite de escoamento de todos os materiais ficou acima do limite de escoamento de referência, utilizado para comparar os materiais com outros estudos, apresentando o material com homogeneização intermediária valores próximos aos do material de placa, o material de caster sem homogeneização apresentou o maior limite de escoamento.

### 5.3 Ensaios de Conformação

O material de caster com homogeneização intermediária apresentou uma condição mais favorável para conformação que os demais materiais, inclusive que o de placa, contrapondo as referências estudadas. Este resultado melhor deve estar associado à homogeneização intermediária uma vez que o material apresentou uma redução de 60% contra 74% dos processos de placa e caster, antes do recozimento final.

Todos os processos apresentaram uma curva de limite de conformação dentro do esperado para esta liga, indicando que os processos adotados não estão distantes dos normalmente adotados e/ou estudados.

### REFERÊNCIAS

- 1 Associação Brasileira do Alumínio (ABAL). Relatório de sustentabilidade da indústria do alumínio 2006/2007. São Paulo, 2008.
- 2 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.
- 3 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 contínuo. 2006. 184 p. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.
- 4 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.
- 5 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.
- 6 LIU, J.; MORRIS, J. G. Recrystallization microstructures and textures in AA 5052 Continuous Cast And Direct Cast Aluminum Alloy. Materials Science and Engineering, A385, p.342-351, 2004.
- 7 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.
- 8 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. 2003. p.39-49.
- 9 KEELER, S. P. Determination of the forming limits in automotive stamping. Sheet Metal Industries, v42, p683-691, 1965.
- 10 KEELER, S. P. Properties related to forming. Understanding sheet metal formability. Machinery, v74, n.8, p.94-103, 1968.
- 11 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.
- 12 WOODTHORPE, J.; PEARCE, R. The effect of r and n upon the forming limit diagrams of sheet metal. Sheet Metal Industries, p.1061-1067, 1969.

- 13 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: Editora, 2003. p24-29.
- 14 Norma NBR 7549 – Alumínio e suas ligas – Ensaio de tração dos produtos dúcteis e fundidos. ABNT. 2001.
- 15 ASTM E 2218-02 – “Standard Test for Determining Forming Limit Curves
- 16 BACKERUD, L.; KROL, E.; Tamminen, J. Solidification characteristics of aluminium alloys. Sweden, Skan Aluminium, p.75-84, 1986.
- 17 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.
- 18 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.
- 19 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.