

# AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO RECOZIMENTO EM CAIXA E CONTÍNUO NA TEXTURA DO AÇO LIVRE DE INTERSTICIAL

Fausto da Silva Braga Júnior

FIAT Automóveis do Brasil, [boscatobraga@uol.com.br](mailto:boscatobraga@uol.com.br)

José Rubens Gonçalves Carneiro

Pontífice Universidade Católica de Minas Gerais, [joserub@pucminas.com.br](mailto:joserub@pucminas.com.br)

Jefferson José Vilela

Comissão Nacional de Energia Nuclear - CDTN, [jjv@cdtn.br](mailto:jjv@cdtn.br)

## RESUMO

*O objetivo deste trabalho foi analisar a influência do recozimento na textura de um aço livre de intersticial. Para isto, funções de distribuição de orientações cristalográficas (FDOC) e figuras de pólo de bobinas dos processos que sofreram recozimento contínuo e em caixa foram comparadas.*

*Para atingir o objetivo desta pesquisa, uma corrida de aço LI com composição química adequada e controle rigoroso de alguns parâmetros de processo, de modo a se atingir uma excelente estampabilidade foi produzida na USIMINAS. Após a laminação a frio, as chapas foram submetidas aos tratamentos de recozimento contínuo ou em caixa e, em seguida, foram cortadas e identificadas. As peças foram estampadas alternadamente na FIAT Automóveis em seqüência de prensas, e, posteriormente, curadas no processo de pintura. Amostras para obtenção das figuras de pólo e FDOC foram retiradas das bobinas que sofreram recozimento contínuo e em caixa.*

*A textura obtida nas chapas foi (111)/ND (fibra gama), porém não justificou a variação da estampabilidade das chapas. Mas, um ligeiro aumento na intensidade de orientação da componente {111} <110> refletiu no desempenho do material durante o processo industrial de estampagem. O material que sofreu recozimento contínuo apresentou o melhor desempenho no experimento.*

**Palavras chaves:** laminação, recozimento, textura, estampagem, aço LI.

## 1. INTRODUÇÃO

A demanda crescente da sociedade pela redução no consumo de combustível e ampliação da segurança dos automóveis está forçando os fabricantes a produzirem carros mais leves e resistentes. E também, o consumo de combustíveis deve ser reduzido com o intuito de se minimizar a emissão de CO<sub>2</sub> (gás responsável pelo fenômeno de aquecimento global). Por outro lado, os projetistas de automóveis desenvolvem produtos cada vez mais complexos, com raios e curvaturas mais agudos o que dificulta a estampagem e cada vez mais exige materiais com melhor estampabilidade. Mesmo assim, a estampagem, na indústria automobilística, está substituindo peças fundidas, forjadas e usinadas com materiais cujo comportamento busca aliar resistência e conformabilidade.

Nesse processo de estampagem, a simulação numérica está sendo utilizada em larga escala. Cujo, um dos objetivos é correlacionar propriedades microestruturais com o desempenho industrial do material.

Em geral, as propriedades físicas dos cristais dependem fortemente da direção em que são medidas, isto significa dizer que geralmente, os cristais são anisotrópicos. Se os cristais de uma amostra policristalina estão orientados aleatoriamente, e ela apresentar as mesmas propriedades em

todas as direções, diz-se que esta amostra é isotrópica. Entretanto, um arranjo cristalino verdadeiramente ao acaso raramente é atingido, porque os processos de fabricação tendem a alinhar os grãos, de forma que suas orientações não estão uniformemente distribuídas.

A textura cristalográfica deve ser considerada como um fator de projeto no caso de uma chapa fina, pois, uma orientação fortemente preferencial resultará numa anisotropia das propriedades mecânicas no plano da chapa o que pode resultar em respostas desiguais do material durante as operações de fabricação.

Normalmente, costuma-se descrever a textura cristalográfica através de índices de Miller. Descreve-se a textura das chapas como  $(hkl) \langle uvw \rangle$ , significando que o plano  $(hkl)$  dos cristais é aproximadamente paralelo ao plano da chapa e a direção  $\langle uvw \rangle$  é coincidente com a direção de laminação. Em seu trabalho, Raabe (1996) mostrou uma outra maneira de se representar as texturas de laminação. Elas são freqüentemente representadas em termos de textura de fibra, onde as principais são:

$\alpha$ -fibra :  $\langle 110 \rangle // DL \rightarrow \{001\} \langle 110 \rangle, \{112\} \langle 110 \rangle$  e  $\{111\} \langle 110 \rangle$

$\gamma$ -fibra :  $\langle 111 \rangle // PC \rightarrow \{111\} \langle 112 \rangle$  e  $\{111\} \langle 110 \rangle$

$\epsilon$ -fibra :  $\langle 110 \rangle // DT \rightarrow \{001\} \langle 110 \rangle, \{112\} \langle 111 \rangle, \{4411\} \langle 1118 \rangle, \{111\} \langle 112 \rangle$  e  $\{001\} \langle 120 \rangle$  Goss

$\beta$ -fibra :  $\approx \{111\} // ND \rightarrow \{111\} \langle 110 \rangle, \{111\} \langle 112 \rangle, \{557\} \langle 583 \rangle$

onde:

DL – direção de laminação; PC – plano da chapa; DT – direção transversal ao plano da chapa; ND – direção normal ao plano da chapa.

Tem sido bem estabelecido que a textura é o fator que controla a estampabilidade profunda e é o que mais contribui para melhoria da conformabilidade de chapas deformadas a frio. Componentes  $\{111\}$  contribuem para aumentar estampabilidade profunda de chapas de aço. É bem aceito que altos valores de  $\bar{R}$ , são associados à presença desse tipo de componente, denominada cubo no vértice. Chapas de aço baixo carbono acalmados ao alumínio apresentam valor de  $\bar{R}$  maior quando aumenta a ausência da componente  $\{100\}$ , cubo na face (Coelho, 2000).

Os parâmetros de processo como: composição química, recozimento, laminação a quente e a frio devem ser otimizados para obtenção de alto valor de  $\bar{R}$ . Os mecanismos fundamentais que controlam a formação da textura de recristalização não foram ainda bem identificados devido às complexas interações envolvendo elementos em solução sólida, tipo e tamanho de precipitados, tamanho de grão e heterogeneidade de deformação com a mesma textura (Urabe e Jonas, 1994). A seguir, descrevem-se os fatores metalúrgicos que afetam a formação da textura nas diferentes fases do processo.

Um material policristalino laminado geralmente apresenta uma textura definida, devido aos sistemas de deslizamento na direção predominante de deformação e de maclação disponíveis. A textura torna-se mais pronunciada com o aumento da quantidade de deformação. Na deformação de uma rede CCC, é possível ocorrer escorregamento em 12 sistemas primários  $(110) \langle 111 \rangle$ , 12 sistemas do tipo  $(211) \langle 111 \rangle$  e 24 sistemas do tipo  $(321) \langle 111 \rangle$  num total de 48 sistemas de deslizamento. No aço, a ativação destes sistemas dá origem a uma estrutura celular de deslocamentos. Observações com microscopia eletrônica de transmissão têm mostrado que, após laminação, as células de deslocamentos tendem a alongar-se na direção de laminação (Leslie, 1991). Após redução de 70%, a orientação estável dos grãos dos aços LI é  $\{111\} \langle 110 \rangle$ , enquanto que  $\{111\} \langle uvw \rangle$  giram para formar  $\{111\} \langle 110 \rangle$ . O aumento da redução a frio em aço LI, fortalece as orientações  $DL // \langle 001 \rangle$  e  $DT // \langle 111 \rangle$  (Urabe e Jonas, 1994). Em materiais com tamanho de grão menor que 50  $\mu m$ , o modo de deformação é insensível ao tamanho de grão.

Os contornos de grão são os sítios de nucleação preferenciais dos grãos recristalizados. Quando com orientação  $\{111\}$  se formam nos grãos deformados com a mesma orientação  $\{111\}$ . Em aços LI, a intensidade de orientação  $\langle 110 \rangle$  ao longo da direção de laminação ( $DL // \langle 110 \rangle$ ) decresceu na recristalização, enquanto que a direção  $\langle 111 \rangle$  normal a direção de laminação cresce. As intensidades ao longo da fibra  $DL // \langle 111 \rangle$  do material com maior redução a frio são mais intensas

após recristalização. A quantidade de carbono em solução sólida é o fator determinante dessa evolução (Senuma e Yada, 1988).

Em ligas, contendo elementos substitucionais tais como Ti, Nb e P, a rotação em direção a orientação estável final  $\{223\} \langle 110 \rangle$  é acelerada. Por outro lado, quantidade excessiva de carbono em solução sólida desacelera essa rotação em direção a orientação estável, porque a estrutura celular de deslocamentos se distribui homogeneamente através da matriz (Hashimoto et al., 1994).

Durante o recozimento após laminação a frio, a textura de recristalização depende dos sítios de nucleação para os grãos de ferrita recristalizados. Nucleação em contornos de grãos deformados pré-existentz produz uma textura do tipo  $\{100\} \langle 011 \rangle$ , enquanto a nucleação em bandas de deformação produz uma textura do tipo  $\{110\} \langle 001 \rangle$ . Por outro lado, a recristalização através da nucleação associada às partículas de  $M_{23}C_6$ , Nb(CN), TiC ou TiN desenvolvem uma textura favorável à estampabilidade,  $\{111\} \langle 112 \rangle$ . Isto ocorre em razão das regiões próximas às partículas parecerem ser mais fortemente deformadas, sendo, assim, oferecem sítios para a nucleação de grãos recristalizados com núcleos de orientações favoráveis à estampagem.

O desenvolvimento da textura de recristalização  $\{111\}$  em aço LI se acentua pelo decréscimo no tamanho de grão inicial ( $< 20 \mu m$ ) e precipitados esparsos e grosseiros (Saitoh et al., 1988). Este é um dos princípios básicos na produção de aços de estampabilidade profunda. Elementos de liga e precipitados retardam ou suprimem a recristalização, desenvolvendo a textura de recristalização com orientação  $\{111\}$  mais eficientemente. Seu mecanismo de formação parece ser crescimento de subgrão (Inagaki, 1994). Subramanian et al. (1994) acreditam, por sua vez, que os precipitados atrasam o crescimento de grãos com orientação  $\{111\}$  o que possibilita o crescimento competitivo de outros grãos com outras orientações notadamente  $\{110\}$ , diminuindo o coeficiente de anisotropia. O efeito de aprisionamento de precipitados é o fator mais importante no controle da textura de recristalização e este efeito é dependente do tipo, tamanho e fração volumétrica de precipitados na matriz.

Ultimamente, busca-se na fabricação desses aços LI alcançar fino tamanho de grão, matriz ferrítica com precipitados grosseiros e baixa concentração de Ti/Nb de modo a reduzir o tempo de recristalização em linha. Esse último requisito torna o titânio mais interessante que o nióbio na composição da liga (Senuma e Hiroshi, 1994). Observa-se que a definição da textura depende do processo de deformação, o que, devido a heterogeneidade, não se tem ainda bem definido uma formulação consistente para o problema neste processo e em processos subsequentes tais como, recozimento.

É usual representar a textura na forma de figura de pólo que pode ser determinada por técnicas de difração de raios-x. A informação contida na figura de pólo, no entanto, é incompleta e semiquantitativa. Uma maneira de remover esta dificuldade é utilizar a FDOC (Função da Distribuição de Orientação dos Cristais), que essencialmente descreve a frequência de ocorrência de orientações particulares no espaço de orientação tridimensional de Euler (Jonas et al., 1994). Através da análise da FDOC, determina-se à densidade de pólo de um plano cristalográfico em diversas orientações com relação à superfície e ao sentido de laminação em um sistema de projeção estereográfica.

A FDOC é representada no espaço Euleriano  $\phi_1$ ,  $\phi_2$  e  $\phi_3$  (Fig. 1). Neste diagrama, algumas orientações estão mostradas juntamente com as fibras tecnologicamente importantes segundo as direções de laminação ( $\alpha$ ), normal ( $\gamma$ ) e transversal (E). Essas fibras no espaço Euleriano oferecem informações características convenientes para informações quantitativas. Tais informações permitem o estudo sobre a influência das variáveis de processamento sobre esta textura, bem como a relação desta com as propriedades mecânicas do material.

Os métodos de recozimento contínuo ou em caixa empregado definem a textura final em grande extensão e, também, a faixa inteira de propriedades do material, uma vez que afetam a escolha da temperatura de encharque, de bobinamento e velocidade de laminação. A capacidade de uma chapa ser conformada sem o aparecimento de rupturas é influenciada tanto por fatores de natureza mecânica (tipo de prensa, geometria e material da matriz, pressão do prensa-chapas, pressão do punção, lubrificação), quanto metalúrgica (composição química do material, tamanho de grão,

fração recristalizada, tipo e dispersão de partícula de segunda fase e textura). Os objetivos deste trabalho foram:

1. Avaliar sob o ponto de vista de textura e desempenho em operação industrial de estampagem, o aço livre de intersticial produzido pelos processos de recozimento contínuo e recozimento em caixa.
2. Levantar o desempenho do aço LI obtido através de recozimento contínuo e em caixa, através do percentual de peças defeituosas, geradas no processo de estampagem industrial.
3. Levantar a textura do aço livre de intersticial em diferentes regiões da bobina, obtida através de recozimento contínuo e em caixa.

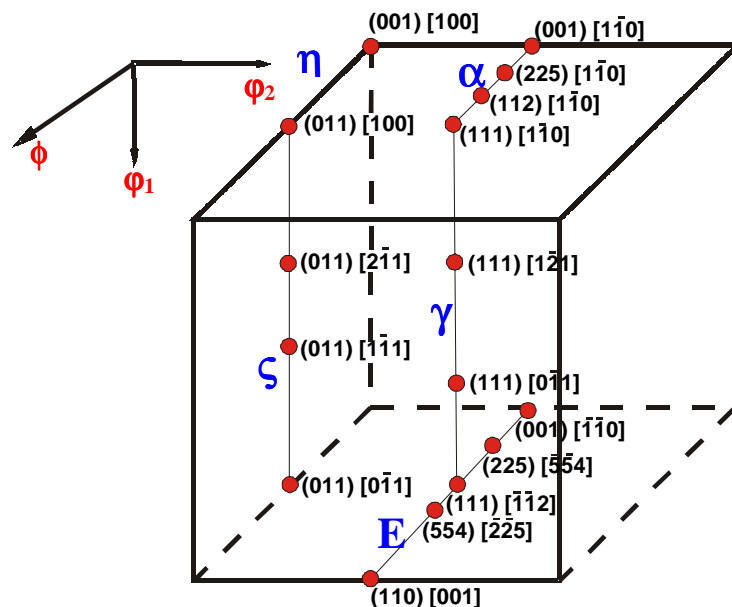


Figura 1 – Espaço de Euler reduzido com algumas fibras importantes e orientações para cristais cúbicos de corpo centrado.

## 2. METODOLOGIA

Na Tabela 1, mostra-se a composição química da chapa do aço analisado neste trabalho. Que foi produzido na USIMINAS com teores de carbono, nitrogênio, nióbio e titânio, de tal sorte, a considerá-lo não envelhecível (Najafi et al., 1992).

Tabela 1 – Composição química da liga utilizada nos testes, % em peso.

|        |        |          |          |        |          |        |
|--------|--------|----------|----------|--------|----------|--------|
| C      | Mn     | Si       | P        | S      | Al (sol) | Cr     |
| 0,0029 | 0,0780 | 0,0119   | 0,0148   | 0,0063 | 0,0376   | 0,0136 |
| Ni     | Ti     | Nb       | V        | N      | O        | Cu     |
| 0,0219 | 0,0591 | < 0,0050 | < 0,0050 | 0,0037 | 0,0041   | 0,0136 |

As placas foram laminadas a quente até uma espessura final de 3,65mm e temperatura de acabamento foi de 890 °C, portanto, no campo austenítico. Após a laminação a quente, o bobinamento foi feito na temperatura de 700 °C (Recozimento Contínuo - CAPL) e 600 °C (Recozimento em Caixa - BAF). Uma placa laminada a quente gera duas bobinas. Cada bobina foi dividida em duas partes correspondentes, respectivamente, ao topo/meio e base/meio da placa.

O topo e a base da bobina corresponderam a 1/3 da parte do meio da placa em peso. Essas bobinas foram, posteriormente, laminadas a frio com redução de 80 %. O recozimento contínuo consistiu em aquecer a chapa a uma taxa de 10 °C/s até 800°C por 72s e resfriá-la até a temperatura 410°C a uma taxa de 30°C/s, permanecendo nessa temperatura por 90s com o objetivo de se obter a sua homogeneização térmica. Em seguida, as chapas foram resfriadas até a temperatura ambiente. No recozimento em caixa, as chapas foram aquecidas a 710°C a uma taxa de aquecimento de 30 °C/h, e permanecendo nessa temperatura por um período 12 horas. A atmosfera do forno foi de H<sub>2</sub> e N<sub>2</sub> e as bobinas foram empilhadas em número de três. A taxa de resfriamento foi de 30 °C/h no intervalo de 710 a 300 °C. As bobinas foram resfriadas ao ar até a temperatura ambiente.

Para obtenção das figuras de pólo, amostras com dimensão de 50 x 50 mm foram cortadas com identificação do sentido de laminação. As figuras de pólo foram medidas na superfície da chapa para revelar a mudança de textura global após recozimento. Todas as observações foram feitas paralela e normal a direção de laminação. Para garantir a planicidade da superfície a ser analisada, as amostras foram desbastadas em lixas de granulometria de 100 a 1200 mesh sucessivamente. Em seguida, as amostras foram submetidas a ataque químico em solução de 5 % HF e 95 % H<sub>2</sub>O para remoção de deformações produzidas no lixamento. Estas amostras foram fixadas com sentido de laminação transversal ao tubo difrator.

Utilizou-se um difratômetro de raios-X D5000, marca Siemens, com tubo gerador de molibdênio para medição da textura. A potência do tubo foi de 40 kV com corrente de 40 mA. Um filtro de zircônio foi instalado na posição central para reter as radiações indesejáveis. Um sistema de fendas denominado Schulz foi colocada na saída do primeiro Soller Slit para limitar a altura do feixe de raios-X incidente na amostra.

Foi feita uma varredura exploratória para verificação das posições dos planos em estudo de maior interesse (110), (200) e (222). O tamanho do passo do movimento  $\phi$  do círculo foi de 5° e o ângulo de movimento de 0 a 90°. O curso do movimento foi de 12 mm e velocidade de 4,0 mm/s. Os ângulos  $\phi_1$  e  $\phi_2$  tiveram tamanho do passo de 5° e o ângulo de movimento de 0 a 70°, com o tempo medição do ruído de fundo de 60 s. Os ângulos entre os quais foi feita uma interpolação linear para subtração do ruído de fundo foi de 15,5 a 53°. Mediram-se as orientações dos planos (110), (200) e (222) para cada tipo de recozimento e posição de bobina a quente. As figuras de pólo foram utilizadas para calcular a FDOC através do software Diffract-AT V3.1, supondo-se distribuição de Gauss com metade da largura de 5° ao redor destas orientações.

### 3. DISCUSSÃO E ANÁLISE DE RESULTADOS

Os aços LI apresentam boa ductilidade, resistência ao envelhecimento e excelente estampabilidade, devido ao controle da textura de deformação e textura de recristalização fibra ( $\langle 111 \rangle // ND$ ). A formação da textura de recristalização nos aços LI ao titânio varia com a espessura, a deformação na ferrita, tamanho de grão nas bandas de deformação e a quantidade de soluto de carbono (Senuma e Hiroshi, 1994). Os resultados das intensidades de orientações (textura) das amostras para as posições de base, meio e topo de bobina a quente, após recozimento em caixa e contínuo estão mostrados na Figura 2.

As amostras foram retiradas sempre na superfície da chapa do aço LI, uma vez que a textura varia através da espessura da chapa (Lucke et al., 1984). As fibras DL// $\langle 110 \rangle$  e ND// $\langle 111 \rangle$  representam a maioria das orientações de interesse na chapa recozida. A intensidade de orientação na fibra DL// $\langle 110 \rangle$  se localizou em (111) [110] e na vizinhança de 20° desta orientação. Após o recozimento em caixa e contínuo, as intensidades na fibra DL//[110] na faixa de  $\phi = 0$  a 35° foram menores que 2. Na fibra ND// $\langle 111 \rangle$ , as intensidades das orientações foram acima de 8 sobre a faixa inteira de  $\phi_1$ .

Urabe e Jonas (1994) constataram que as componentes  $\{223\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{112\} \langle 110 \rangle$  e  $\{001\} \langle 110 \rangle$ , decrescem continuamente em orientação, quando a recristalização evolui. De modo análogo, o acréscimo nas intensidades das componentes  $\{111\} \langle 123 \rangle$  e  $\{111\} \langle 112 \rangle$  durante a recristalização significou que núcleos com estas orientações foram formados e cresceram na matriz deformada. Estes resultados sugerem que os núcleos de recristalização  $\{111\}$  foram formados das

regiões deformadas de mesma orientação através de crescimento de subgrão. As intensidades de orientação ao longo da fibra ND//<111> foram determinadas, também, pela redução a frio de 80 %. Posteriormente, Eltoot et al. (1998) concluíram que a textura de aço LI laminado a frio é controlada pela nucleação orientada e fracamente pelo mecanismo de crescimento seletivo.

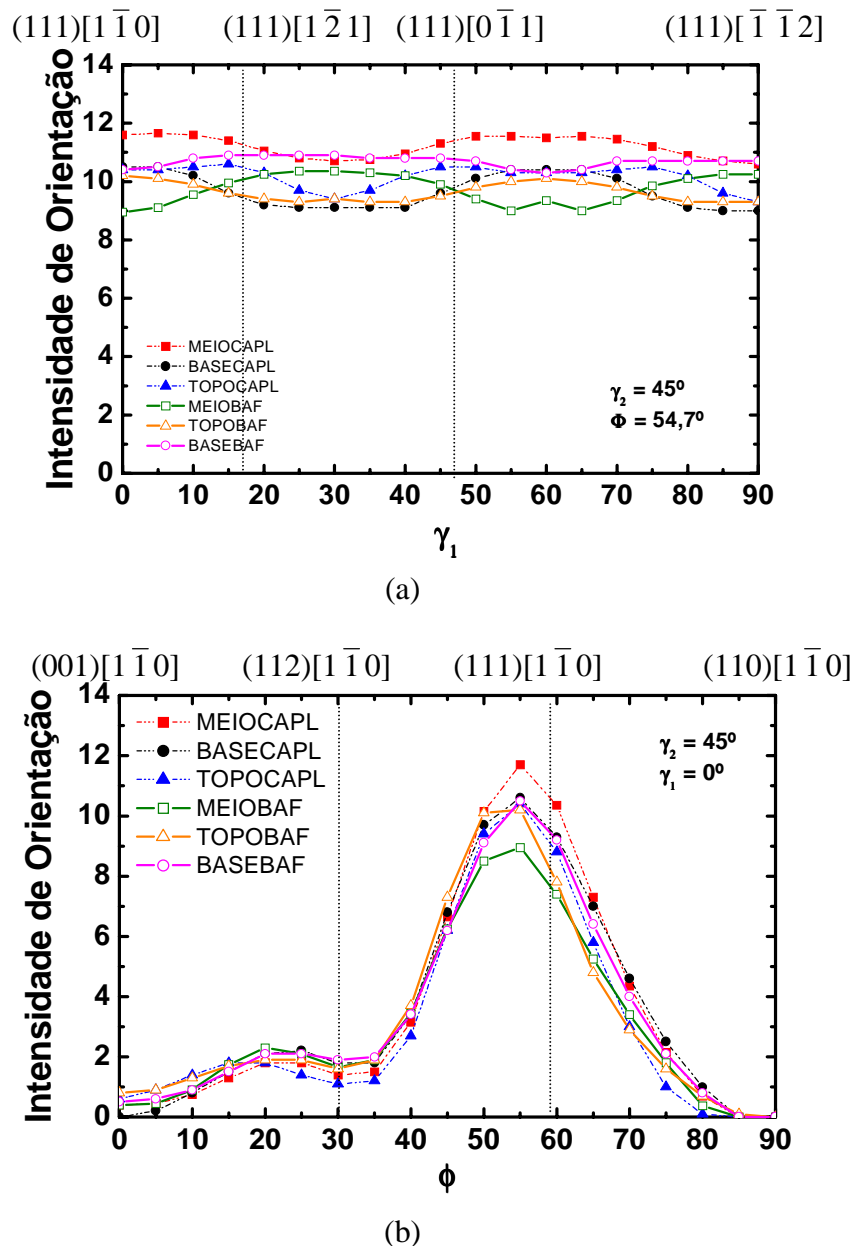


Figura 2 – Representação gráfica da fibra Gama (111)//ND na direção de laminação (a) e da fibra Alfa (110)//RD na direção transversal a laminação (b) nas posições de base, meio e topo de bobina a quente para o material de recozimento contínuo e em caixa.

O tamanho de grão, dispersão e tamanho de precipitados e o teor de soluto residual são parâmetros importantes que influenciaram a evolução da textura em aços LI. Saitoh et al. (1988) concluíram que partículas finas facilitam o crescimento de grãos recristalizado, e ocasionam um decréscimo na textura {111}. A força de aprisionamento exercida pelos precipitados na mobilidade do contorno de grão durante a recristalização é considerada o fator mais importante de controle da textura de recristalização em um aço LI.

O nível de intensidade da fibra  $\gamma$  não foi distribuída uniformemente nas posições de base, meio e topo de bobina a quente para o material de recozimento em caixa e contínuo. A textura {111} <112> tende a se formar após recozimento em material severamente deformado ( $\geq 70\%$ )

(Dilewijus et al., 1998), enquanto a textura  $\{111\} \langle 110 \rangle$  prevalece no recozimento após reduções mais leves. A Figura 2b exibe um pico forte próximo em  $(111) \langle 1\bar{1}0 \rangle$ . A textura como vistas dos resultados FDOC exibe a fibra  $\langle 111 \rangle$  com eixo paralelo a normal da chapa. As amostras exibem uma fibra alfa forte, isto é, direção  $\langle 111 \rangle$  paralela ao normal da chapa. Na Figura 2a, mostra-se que a fibra gama  $\langle 111 \rangle // ND$  com a orientação principal na vizinhança  $\{111\} \langle 112 \rangle$  se intensifica no aço LI. Neste trabalho é provável que não se tenha algum elemento intersticial tipo C ou N em solução sólida, uma vez que não houve envelhecimento após a cura do material.

No caso das amostras de recozimento contínuo como em caixa, a textura da fibra  $\gamma (\langle 111 \rangle // ND)$  é forte e concorda bem com os valores de  $\bar{R}$  obtido através do ensaio de tração ao longo de toda a chapa (Braga Júnior, 2002). Com respeito a textura da fibra gama  $\langle 100 \rangle // ND$ , a densidade de orientação do grão  $(001) [0\bar{1}0]$  ( $\varphi = 0^\circ$  e  $\varphi = 45^\circ$ ) é baixa. Após a recristalização, a textura de laminação a frio é transformada a uma textura de recozimento fibra  $\gamma$  muito forte.

Na Figura 2, o aço que sofreu recozimento contínuo apresentou uma intensidade de orientação  $(111) [1\bar{1}0]$  ligeiramente superior, que pode ter contribuído para que o aço LI obtido através do recozimento em caixa apresentasse uma maior porcentagem defeituosa estratificada por fardo (Fig. 3). Observa-se que o aço que sofreu recozimento em caixa (4591972) apresentou a maior fração defeituosa (4,31 %), enquanto que o aço que sofreu recozimento contínuo (4448830) apresentou melhor desempenho produtivo (0 %).

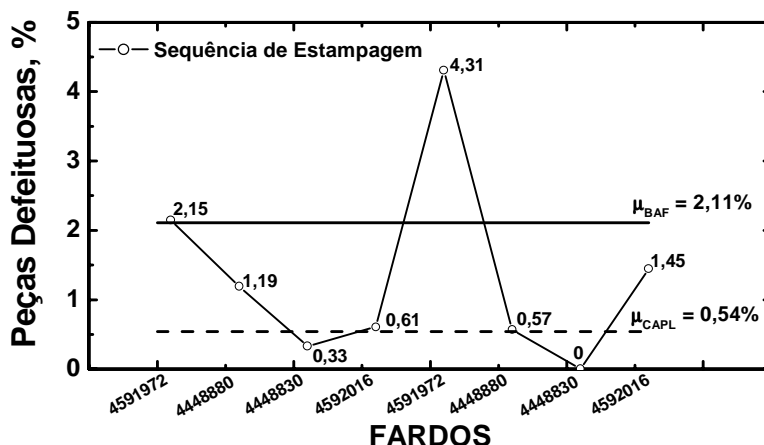


Figura 3 – Evolução do percentual de peças defeituosas para os diferentes fardos do aço LI obtido de recozimento contínuo e em caixa após estampagem industrial.

Durante a estampagem, as chapas obtidas do recozimento contínuo e em caixa geraram em média, respectivamente,  $\mu_{\%CAPL} = 0,54\%$  e  $\mu_{\%BAF} = 2,11\%$  de produtos defeituosos. Os aços LI submetidos à estampagem de peça crítica sem aplicação de óleo lubrificante, ou seja, somente com óleo de proteção, geram  $\mu_{\%IF} = 0,5\%$  de peças defeituosas (USIMINAS, 1996). O comportamento do material de recozimento contínuo, observando-se as posições de bobina a quente, foi mais uniforme, quando comparado com material de recozimento em caixa.

A partir deste resultado preliminar, buscou-se a substituição da utilização do aço LI de recozimento em caixa por recozimento contínuo. Na Figura 4, mostra-se a evolução da fração defeituosa média para diferentes lotes produtivos obtido antes e após este experimento para as armações da porta anterior direita, posterior direita e esquerda do Palio 5P e anterior direita e esquerda do Palio 3P. Observa-se que o aço LI de recozimento em caixa apresentou a distribuição de fração de peças defeituosas com  $\mu_{\%LBAF} = 5,19\%$  e  $s_{\%LBAF} = 3,7\%$ , enquanto a distribuição do aço LI de recozimento contínuo foi de com  $\mu_{\%LCAPL} = 0,84\%$  e  $s_{\%LCAPL} = 0,99\%$ .

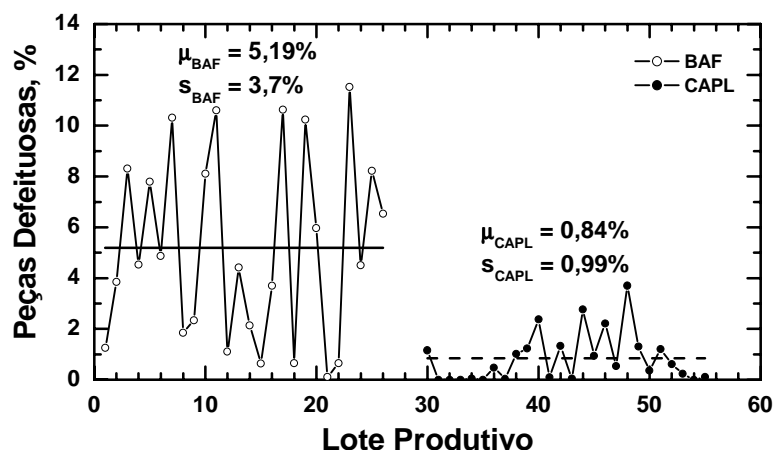


Figura 4 – Evolução média do percentual de peças defeituosas para os diferentes lotes produtivos do aço LI obtido de recozimento em caixa (período junho/2000 a abril/2001) e contínuo (período outubro/2001 a agosto/2002) em estampagem industrial.

Para obtenção dos custos operacionais relativos a performance de um material durante a estampagem (Figura 5), são considerados os seguintes itens:

Reparação – custo de mão-de-obra e materiais utilizados para re-trabalhar as peças defeituosas, com estricção localizada (FIAT Auto, 1996).

Refugo – custo do refugo definitivo de produto com ruptura.

Manutenção – custo de mão-de-obra e máquina parada para ajuste dos estampos devido às variações no processo de conformação.

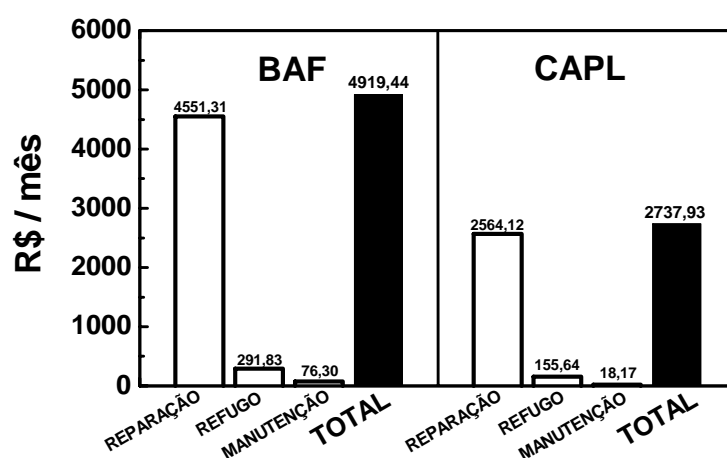


Figura 5 – Comparação do custo de produção estimado mensal do aço LI de recozimento contínuo (CAPL) e em caixa (BAF) baseado no resultado do experimento.

Dentre estes itens, a reparação teve o maior impacto no custo operacional, para o material de recozimento em caixa e contínuo. A estricção foi o defeito que contribuiu em maior escala para reparação das peças, representando 72% dos defeitos do material de recozimento em caixa (20 peças defeituosas) e 100% dos defeitos do material de recozimento contínuo (7 peças defeituosas).

A reparação devido a estricção localizada ocorreu, quando a espessura da peça conformada, devido aos níveis de deformação, oscilou entre 0,50 e 0,63mm, tanto para o material do recozimento contínuo quanto para o material do recozimento em caixa. Para minimizar este problema, uma alternativa seria manter a resistência mecânica atual e melhorar a conformabilidade do material. Se for adotada esta alternativa, reduzir-se-á o desvio padrão do percentual de peças defeituosas e o custo da reparação no processo de estampagem.



Com a parceria USIMINAS-FIAT, a composição química e as condições de processamento do aço LI foram ajustadas, com o objetivo de aumentar a resistência mecânica sem prejuízo da ductilidade. Este aumento de resistência do material para a mesma espessura de 0,7 mm acarretaria aumento da resistência mecânica após a conformação, conseqüentemente, melhores resultados nos testes de arrombamento, cedimento vertical e horizontal e fadiga vertical do conjunto montado (painel e armação de porta) no veículo, garantindo assim, melhor qualidade e segurança do produto para o cliente, sem aumento de custo.

Estas modificações na resistência mecânica e/ou na espessura da matéria-prima podem, ainda, ser estendidas a peças similares, tais como, armações da porta anterior direita, posterior direita e esquerda do Palio 5P e anterior direita e esquerda do Palio 3P.

#### 4. CONCLUSÕES

A metodologia experimental implementada possibilitou a comparação do desempenho na estampagem industrial do aço LI obtido do recozimento em caixa e contínuo.

As amostras dos processos de recozimento contínuo e em caixa apresentaram textura adequada para estampagem (111)//ND (fibra gama).

O custo de produção foi mais influenciado pela reparação nas peças estampadas. O material de recozimento contínuo apresentou o melhor desempenho no experimento, e este resultado foi consistente posteriormente.

#### 5. REFERÊNCIAS

- Braga Júnior, F. S., 2002, *Avaliação da Estampabilidade do Aço Livre de Intersticial Obtido Através do Recozimento Contínuo e em Caixa*, Dissertação de Mestrado, Mestrado em Engenharia Mecânica- Ênfase Em Engenharia Automotiva, Pontífice Universidade Católica - Mg, Belo Horizonte, MG, Brasil.
- Coelho, E.N., 2000, *Avaliação da Anisotropia em Chapas de Aços ABNT 430 e ABNT 430 Estabilizado ao Nióbio e Nióbio Titânio*, Dissertação de Mestrado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG, Belo Horizonte, MG, Brasil.
- Dilewijns, J., Ushoda, K., Kestens, L., Vanders, C. D. e Yoshinaga, N., 1998 “Cold-rolling and Recrystallization Texture Formation in Electrodeposited Pure Iron with a sharp and Homogeneous -Fiber” – *Iron and Steel Institute of Japan International* – v. 38, n. 6, p. 610-616.
- Eloot, K., Okuda, K., Sakata, K. e Obara, T., 1998, “Texture Evolution During Cold Rolling and Recrystallisation of IF Steel with a Strong {111} Hot Band Texture” – *Iron and Steel Institute of Japan International* – v.38, p. 602-609.
- FIAT Auto, 1996, “Normazione. Particolari Stampati in Lamiera” – *Capitolato 9.50207* – Turim, Itália.
- Hashimoto, S., Kato, T., Sakata, K. e Yasuhara, E., 1994, “Effect of Boron on the Resistance to Secondary Working Embitterment in Extra-Low-C Cold-rolled Steel Sheet” – *Iron and Steel Institute of Japan International* – v. 34, n. 1, p. 99-107.
- Inagaki, H., 1994, “Fundamental Aspect of Texture Formation in Low Carbon Steel” – *Iron and Steel Institute of Japan International* – v. 34, n. 4, p. 313-321.
- Jonas, J. J., Butron-Guillen, M. P. e Savoie, J., 1994, “Transformation Textures in Steels” – *Iron and Steel Institute of Japan International* – v. 34, n. 12, p. 927-942.
- Leslie, W.C., 1991, *The Physical Metallurgy of Steels*, 5 ed., Melbourne, Print Hall University of Michigan.
- Lucke, K., Därmann, C. e Mishra, S., 1984, “On the Development of the Goss Texture in Iron – 3% Silicon” – *Acta Metallurgica* – v. 32, n. 12, p. 2185-2201.
- Najafi-Zadeh, A., Yue, S. e Jonas, J. J., 1992, “Influence of Hot Strip Rolling Parameters on Austenite Recrystallization in Interstitial Free Steels” – *Iron and Steel Institute of Japan International* – v. 32, n. 2, p. 213-221.
- Raabe, D., 1996, “On the influence of the chromium content on the evolution of rolling textures in ferritic stainless steels” – *Journal of Materials Science* – v. 31, p. 839-845.

- Saitoh, H., Ushioda, K., Senuma, T., Nakamura, K. e Esaka, K., 1988, "Structural and Textural Evolution During Subsequent Annealing of Steel Sheet Hot-Rolled in a Phase" – *Thermec'88* – p. 628-635.
- Senuma, T. e Hiroshi, Y., 1994, "Textures in Ti-bearing IF Steel Sheets throughout the Rolling and Annealing Processes in Terms of the Influence of Hot Rolling Conditions on Deep Draw ability" – *Iron and Steel Institute of Japan International* – v. 34, n. 1, p. 51-60.
- Senuma, T. e Yada, H., 1988, "Microstructural Evolution of Plain Carbon Steels in Multiple Hot Working" – *Proc. 7th Int. Symp. on Metallurgy and Materials Science* – p. 547-552, Dinamarca.
- Subramanian, S. V., Gaulin, B. D. e Clifford, D. D., 1994, "Effect of Precipitate Size and Dispersion on Lankford Values of Titanium Stabilized Interstitial-free Steels" – *Iron and Steel Institute of Japan International* – v. 34, n. 1, p. 61-69.
- Urabe, T. e Jonas, J. J., 1994, "Modeling Texture Change during the Recrystallization of an IF Steel" – *Iron and Steel Institute of Japan International* – v. 34, n. 5, p. 435-442.
- USIMINAS, 1996, "Estampagem Crítica USI-IF" – *Fascículo de Informação Técnica* – n. 13, Ipatinga, MG.

## EVALUATION OF INFLUENCE THE ANNEALING PROCESS CONTINUOUS AND BATCH HEATING IN THE TEXTURE OF INTERSTITIAL FREE STEEL

Fausto da Silva Braga Júnior

FIAT Automobile of Brazil, [boscatobraga@uol.com.br](mailto:boscatobraga@uol.com.br)

José Rubens Gonçalves Carneiro

Pontific Catholic University of Minas Gerais, [joserub@pucminas.com.br](mailto:joserub@pucminas.com.br)

Jefferson José Vilela

National Commission of Nuclear Energy, [jjv@cdtn.br](mailto:jjv@cdtn.br)

### ABSTRACT

*The objective of this research project was to analyze the influence of annealing in the texture of interstitial free steel (IF). Then, pole figure and orientation distributions function (ODF) of the coils, which made through the annealing process of continuous or batch heating, was compared.*

*These objectives were achieved through, one heat of the steel IF was produced at USIMINAS with adequate chemical composition and rigorous controls of several process parameters. With the goal to obtain excellent forming properties. The sheets obtained after cold rolling were subjected to continuous or batch annealing processes, subsequently; specimens were selected and identified. Samples were deep drawn at FIAT in a schedule sequence of presses, and subsequently cured in processes of automotive painting. Samples for pole figure and ODF were taken of the coils, which made through the annealing process of continuous or batch heating).*

*The texture of the sheets was determined to be (111)/ND (gamma fiber); nevertheless this does not explain the variations in the draw ability. But, little increase of orientation intensity of component {111} <110> improved the performance of material during industrial deep drawing process. The material made in continuous annealing showed better performance.*

**Key words:** rolling, annealing, texture, deep drawing, IF steel.