

# INFLUÊNCIA DA TEXTURA E DA MICROESTRUTURA NA ESTAMPABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS 430 ESTABILIZADOS AO NIÓBIO <sup>1</sup>

Tarcisio Reis de Oliveira <sup>2</sup>  
Hélio José Batista Alves <sup>2</sup>  
Robson Guimarães Lopes <sup>2</sup>  
Roberto Bamenga Guida <sup>3</sup>

## Resumo

Foram feitos estudos com aços inoxidáveis 430 estabilizados ao nióbio produzidos pelo processo via recozimento intermediário (com duas etapas de laminação a frio) e via redução direta (com uma etapa de laminação a frio). Foram feitas caracterizações microestruturais por microscopia ótica, EBSD e difratometria por raios X, com ênfase na avaliação da textura. Para se avaliar a estampabilidade, foram feitos os ensaios para determinação dos coeficientes de anisotropia normal ( $r$ ) e planar e LDR (Limit Drawing Ratio – Razão Limite de Embutimento). Como principais conclusões o estudo mostra que a estampabilidade é influenciada não somente pela intensidade de fibra gama (benéfica) ou teta (prejudicial), mas pela relação entre estas duas fibras. Os aços 430Nb produzidos pelo processo via intermediário apresentaram maiores relações fibra gama/fibra teta, sendo esta a razão do melhor comportamento em estampagem. Visando um melhor desempenho quanto ao  $r_{45^\circ}$ , normalmente a direção de menor R destes aços, uma opção é o aumento da redução a frio, o que permite o aumento da intensidade da componente  $\{112\}\langle 110 \rangle$ , de alto  $r_{45^\circ}$ , e a diminuição de outras componentes de baixo  $r_{45^\circ}$ .

**Palavras-chave:** Aço inoxidável ferrítico; Estampabilidade; Anisotropia; Nióbio

## TEXTURE AND MICROSTRUCTURE INFLUENCE ON DRAWABILITY IN AISI 430 FERRITIC STAINLESS STEEL STABILIZED WITH NIOBIUM

### Abstract

Studies were carried out in AISI 430 ferritic stainless steels stabilized with niobium produced by direct reduction (one step rolling) and by intermediate annealing (double rolling). These materials were analyzed by optical microscopy, EBSD and X-Ray diffraction techniques. Drawability was evaluated by normal anisotropy (Lankford coefficient  $r$ ) and LDR (Limit Drawing Ratio) tests. The drawability is influenced not only by the gamma fiber intensity (beneficial) or theta fiber (harmful), but by the relation between these two fibers. The steels produced by intermediate annealing presented higher gamma/theta fibers relations, which was the main reason for the best behavior in drawing tests.

**Key words:** Ferritic stainless steel; Drawability; Anisotropy; Niobium.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil

<sup>2</sup> Membro da ABM, ArcelorMittal Inox Brasil (ex. Acesita) - Centro de Pesquisas – Praça 1º de maio, 9 – 35180-000 – Timóteo, MG, Brasil.

<sup>3</sup> Membro da ABM, ArcelorMittal Inox Brasil (ex. Acesita) – Assistência Técnica – Praça 1º de maio, 9 – 35180-000 – Timóteo, MG, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

A importância dos aços inoxidáveis é inquestionável devido à combinação de diferentes propriedades. Pode-se citar dentre elas uma excelente resistência à corrosão em vários meios agressivos e propriedades mecânicas que permitem sua utilização em um grande número de aplicações. Para as famílias de aços inoxidáveis existentes, os aços inoxidáveis ferríticos constituem um grupo de materiais empregados em aplicações que exigem uma alta resistência à corrosão e um bom acabamento superficial, bem como uma boa conformabilidade no caso de chapas para estampagem.

Nos últimos anos, o aço inoxidável ferrítico vem aumentando sua importância, substituindo em muitos segmentos os aços inoxidáveis austeníticos, principalmente devido aos constantes aumentos e variações do preço do níquel, o que torna esses aços muito mais caros em relação aos ferríticos.

Um ponto onde o desempenho dos ferríticos é ainda bastante diferente dos austeníticos é a estampabilidade. Os austeníticos são estampados principalmente usando sua alta capacidade de estiramento, ou seja, afinamento da espessura e boa distribuição da deformação, podendo serem feitas peças de maior complexidade e profundidade. De forma diferente, os aços inoxidáveis ferríticos são mais utilizados em processos de estampagem onde predomina o embutimento, que se expressa através de uma maior resistência da chapa ao afinamento. Este comportamento é intrinsecamente dependente da textura cristalográfica do material. No entanto, os processos de estampagem são uma combinação destes dois fenômenos, e em geral, os austeníticos apresentam melhores propriedades de estampagem.

Uma das formas mais usuais de medida da capacidade de embutimento dos materiais é a determinação do coeficiente de anisotropia normal médio,  $\bar{R}$ . Quanto maior o valor de  $\bar{R}$ , melhor será o desempenho do material no embutimento. Através de modificações na composição química e de alteração no processamento dos aços inoxidáveis ferríticos, é possível melhorar a conformabilidade destes materiais, embora algumas destas influências não sejam ainda bem conhecidas. As alterações implicam, neste caso, no aparecimento de componentes de texturas mais favoráveis, que por sua vez determinam um coeficiente de anisotropia normal médio  $\bar{R}$  mais elevado.

Visando melhorar a estampabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos, a ArcelorMittal Inox Brasil desenvolveu na década de 90 um novo aço inoxidável ferrítico denominado ACE 430Nb, estabilizado ao nióbio. Segundo a literatura a adição de nióbio inibe a recristalização do material durante a fase de laminação a quente através da ação dos carbonitretos de nióbio e do nióbio em solução sólida, fato que propiciará uma bobina laminada a quente com alta de energia deformação acumulada e que após o recozimento irá apresentar uma estrutura mais refinada e homogênea, melhorando as propriedades finais de estampagem na bobina a frio. Os aços ACE 430Nb apresentam em consequência uma estampabilidade superior aos ferríticos convencionais não estabilizados, como o AISI 430.

No final de 2002 foi implantado o processo de laminação via recozimento intermediário para este aço, visando eliminar e/ou minimizar o nível de estriamento do aço 430Nb produzido via redução direta, como também, melhorar a estampabilidade deste material. Segundo a literatura a inclusão de mais uma etapa de laminação e recozimento na fase de laminação a frio melhora a estampabilidade do aço 430Nb através da intensificação da textura tipo fibra gama. Esta maior

fração volumétrica de textura tipo fibra gama propiciará um coeficiente de anisotropia normal mais elevado, melhorando suas características de estampagem.<sup>(1)</sup>

Em 2006, Guida e Cetlin realizaram um estudo comparativo sobre a estampabilidade dos aços 430Nb produzidos por processos via intermediário e redução direta, concluindo que o material via recozimento intermediário apresentava comportamento superior ao produzido via redução direta.<sup>(2)</sup> Apesar do estudo mostrar resultados consistentes para algumas técnicas utilizadas (LDR,  $\bar{R}$ , ensaios de campo), muitas dúvidas surgiram em função da dispersão dos resultados “médios” utilizados, onde algumas bobinas via redução direta apresentaram resultados melhores que outras via intermediário, embora na média o resultado via intermediário fosse melhor. Além disto, as análises de textura e microestrutura não conseguiram explicar claramente os resultados obtidos, gerando dúvidas a respeito da origem dos comportamentos em estampagem analisados.

O presente trabalho tem como objetivo aprofundar a análise do material anteriormente analisado, através de um estudo mais abrangente e detalhado dos aços utilizados, empregando novas técnicas de análise (EBSD) e lançando novas abordagens sobre as técnicas utilizadas na avaliação da estampagem (LDR,  $\bar{R}$ ). Ênfase especial foi dada à composição química do material, principalmente aos valores de intersticiais, estabilização e nióbio em solução sólida. O objetivo final é compreender quais são as principais características microestruturais e de textura para um melhor comportamento em estampagem, bem como as melhores técnicas disponíveis em laboratório para avaliação da estampagem que não gerem riscos de erros na interpretação dos resultados e que sejam mais representativas. Do ponto de vista industrial, este trabalho visa dar embasamento para se obter as melhores propriedades de estampagem no processo via redução direta, de menor custo e menor *lead-time* de produção.

## **2 OBJETIVO**

- Identificar as causas principais do comportamento diferente em estampagem dos aços inoxidáveis ferríticos ACE 430Nb, principalmente quanto a microestrutura e textura.
- Analisar as diferentes metodologias de análise da estampabilidade e verificar as possíveis formas de otimização destes resultados.

## **3 DESENVOLVIMENTO**

### **3.1 Materiais**

Foram utilizados aços 430Nb produzidos via redução direta e via recozimento intermediário com espessura final de 0,60 mm, após recozimento final. A composição química e a identificação dos materiais são mostradas na Tabela 1.

**Tabela 1:** Composição química das bobinas analisadas.

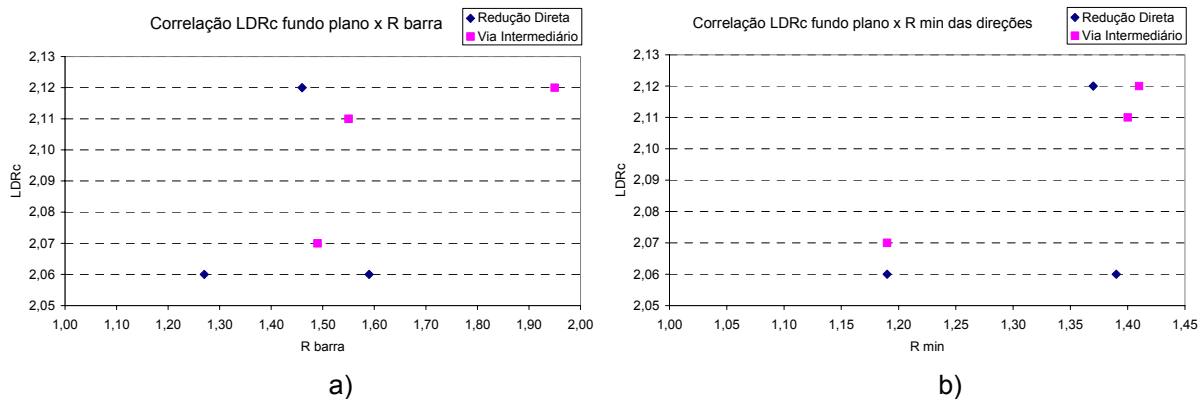
| Corrida/<br>bobina | Cr<br>(%) | Nb<br>(%) | C<br>(ppm) | N2<br>(ppm) | C+N<br>(ppm) | Estabi-<br>lização* | $\Delta$ Nb<br>(%)** | Rota de<br>Fabricação              |
|--------------------|-----------|-----------|------------|-------------|--------------|---------------------|----------------------|------------------------------------|
| 305335B2000B       | 16,1      | 0,43      | 90         | 305         | 395          | 10,8                | 0,16                 | Redução Direta***<br>4,0 → 0,60 mm |
| 307267E2000B       | 16,1      | 0,35      | 160        | 197         | 357          | 9,7                 | 0,10                 |                                    |
| 308590I9000B       | 16,2      | 0,38      | 190        | 184         | 374          | 10,2                | 0,11                 |                                    |
| 306119I1000B       | 16,2      | 0,33      | 140        | 210         | 350          | 9,5                 | 0,08                 | Via Intermediário<br>****          |
| 306130F1000B       | 16,2      | 0,31      | 120        | 194         | 314          | 10,0                | 0,09                 |                                    |
| 308160A8000B       | 16,4      | 0,33      | 60         | 190         | 250          | 13,3                | 0,16                 | 4,75 → 1,6 → 0,60                  |

\* Estabilização: Nb/(C+N); \*\*  $\Delta$ Nb é o nióbio em solução sólida (não ligado ao carbono e nitrogênio):  $\Delta$ Nb = %Nb - 7,74 x %C - 6,64 x %N; \*\*\*Redução direta: Placa -> Bobina a Quente -> 1º Recozimento -> Laminação a frio -> Recozimento Final; \*\*\*\*Via intermediário: Placa -> Bobina a Quente -> 1º Recozimento -> Laminação a frio -> Recozimento intermediário -> Laminação a frio -> Recozimento Final

### 3.2 Resultados de Estampagem e Propriedades Mecânicas

No estudo realizado por Guida e Cetlin,<sup>(2)</sup> foram feitos ensaios simulados de estampagem do tipo Swift fundo plano e Swift fundo semi-esférico, para o cálculo do LDR crítico dos materiais. Este ensaio consiste em deformar copos, a partir de diâmetros crescentes das amostras, até que não se consiga conformar mais copos devido à fratura. Obtém-se então o diâmetro máximo de um copo sem estricção localizada e sem trinca (LDR – Limit Drawing Ratio – Razão Limite de Embutimento). Quanto maior os valores de LDR, melhores são os resultados. Quando o ensaio é realizado com punção de fundo plano, há a simulação do embutimento puro, enquanto que o ensaio com fundo semi-esférico, há uma combinação de embutimento e estiramento.

Estes ensaios deveriam dar resultados bastante próximos em termos de comportamento aos de anisotropia normal média  $\bar{R}$ , principalmente o LDR para Swift fundo plano, o que na verdade não ocorreu diretamente, havendo grande dispersão dos resultados. Isto é mostrado na Tabela 2 e na Figura 1a.



**Figura 1** – Correlação entre o resultado do LDR Swift Fundo Plano com a) coeficiente de anisotropia normal médio  $\bar{R}$  b) o menor valor do coeficiente de anisotropia normal nas 3 direções.

A causa provável desta não equivalência de resultados pode ser devido à forma como são “construídos” os valores de LDR e  $\bar{R}$ . O ensaio Swift parte de corpos de prova circulares (blanks), cujo limite crítico é quando ocorre uma ruptura em qualquer ponto do corpo de prova. Na prática, o ensaio faz, ao mesmo tempo, a avaliação de todas as direções da chapa (0° a 360°). No caso do ensaio de anisotropia normal, os corpos de prova de tração são retirados nas direções 0°, 45°

e 90°. Cada ensaio dá então o comportamento de cada direção. A metodologia de cálculo do  $\bar{R}$  utiliza a seguinte equação:

$$\bar{R} = \frac{r_{0^\circ} + 2 \times r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4}$$

**Tabela 2**– Resultados de anisotropia normal e média, LDR para Swift fundo plano (LDR FP) e Semi-esférico (LDR SE).

|                | Redução Direta   |                  |                  | Via Intermediário |                  |                  |
|----------------|------------------|------------------|------------------|-------------------|------------------|------------------|
|                | 305335B<br>2000B | 307267E<br>2000B | 308590I<br>9000B | 306119I<br>1000B  | 306130F<br>1000B | 308160A<br>8000B |
| $\bar{R}$      | 1,59             | 1,46             | 1,27             | 1,95              | 1,49             | 1,55             |
| $\Delta r$     | 0,17             | 0,18             | 0,16             | 1,07              | 0,60             | 0,32             |
| $r_{0^\circ}$  | 1,39             | 1,40             | 1,29             | 2,03              | 1,48             | 1,52             |
| $r_{45^\circ}$ | 1,51             | 1,37             | 1,19             | 1,41              | 1,19             | 1,40             |
| $r_{90^\circ}$ | 1,98             | 1,70             | 1,41             | 2,94              | 2,10             | 1,90             |
| LDR FP         | 2,06             | 2,12             | 2,06             | 2,12              | 2,07             | 2,11             |
| LDR SE         | 2,17             | 2,21             | 2,15             | 2,25              | 2,20             | 2,25             |

Ou seja, a partir de valores de 3 direções, extrapola-se o resultado para toda a chapa através de um valor médio planar, sendo por isto que o coeficiente a 45° é multiplicado por 2. Em teoria, varre-se assim todas as direções da chapa, na seqüência 0, 45, 90, 135 (igual 45°), 180 (igual 0°), 225..., até chegar aos 360° (0°) novamente. Para aços ao carbono, cujos valores nas direções 0, 45 e 90° não são muito diferentes entre si, a correlação LDR e  $\bar{R}$  dá resultados bastante próximos. No caso do aço inoxidável ferrítico, cujo comportamento é bastante diferente entre as três direções, isto pode incorrer em erros de análise, principalmente quando comparamos materiais a partir do valor de  $\bar{R}$ .

Uma forma de avaliar melhor o problema é levando-se em conta não o  $\bar{R}$  mas os menores valores de r para cada direção. Este tipo de abordagem parte do princípio de que a ruptura ocorre no “elo mais fraco da corrente”, ou seja, para uma deformação distribuída de forma homogênea, como no caso de estampagens circulares, será na direção de menor coeficiente de anisotropia normal que ocorrerá a ruptura. Os resultados e as correlações desta forma de abordagem são mostrados na Tabela 2 e na Figura 1b. Os resultados mostram já uma maior correlação entre os resultados, principalmente para os materiais via intermediário.

A utilidade desta forma de abordagem pode ser analisada da seguinte maneira. Embora a bobina 306119I1000B tenha um  $\bar{R}$  bastante superior ao da bobina 308160A8000B (1,95 contra 1,55), os resultados de LDR são bastante próximos, tendo em vista que o r mínimo das duas bobinas é bastante similar e se situa na direção de 45°. Na prática, isto quer dizer que o melhor não é ter o maior  $\bar{R}$ , mas o maior r mínimo possível.

Huh e Engler <sup>(1)</sup> utilizaram em um estudo a média dos resultados de ODF para diferentes posições ao longo da espessura para o cálculo posterior dos coeficientes de anisotropia via métodos numéricos. O resultado mostrou um valor de coeficiente de anisotropia calculado acima do medido para todas as condições analisadas. Eles consideraram que foi devido às outras variáveis não levadas em consideração como elementos em solução sólida, impurezas, encruamento, mas uma causa provável seria a teoria do “elo mais fraco da corrente”, onde o melhor seria ele ter utilizado os

menores valores do coeficiente de anisotropia ( $r$  mínimo) para cada análise de textura (ODF). Não seria um resultado “médio”, mas um indicativo de onde seria o lugar mais susceptível de impedir o melhor desempenho de todo o material.

### 3.3 Resultados de Microestrutura e Textura

Os resultados obtidos por Guida na caracterização microestrutural mostraram uma grande homogeneidade microestrutural, particularmente o tamanho de grão, entre os materiais analisados (ao redor de 10  $\mu\text{m}$  para todos os aços analisados), não sendo, portanto este o fator principal das diferenças de comportamento. Quanto à textura, Guida fez somente análises por difratometria de raios X, no plano central e na superfície das amostras. Para se confirmar alguns resultados e aumentar a compreensão dos materiais, foram feitas algumas análises por EBSD destes aços. Foram feitas análises no sentido longitudinal, por toda a espessura das amostras, de uma área de 0,60 (espessura) por 15 mm. Desta forma, além das informações pontuais e em função da grande área analisada, há também uma significância estatística para estes dados.

A grande vantagem desta análise por EBSD em relação à difratometria por raio X é a abrangência de toda a espessura, e não apenas o corte em um só plano como no raio X. O comportamento mecânico de um material na estampagem é o resultado do comportamento global, ao longo de toda a espessura, sendo por isto que uma análise que leve em consideração toda a espessura tende a ser mais representativa do material, principalmente em materiais com maior gradiente de textura como no caso dos aços inox ferríticos. Além disto, os resultados da fração volumétrica de fibras e componentes obtidos via difratometria por raios-X são obtidos via cálculos matemáticos (séries harmônicas), com maior variação estatística dos valores e maior probabilidade de erros de interpretação. Os resultados do EBSD, quando feitos diretamente sobre cada ponto analisado, são mais significativos quanto ao caráter real da textura obtida, principalmente a fração volumétrica de fibras e componentes, embora também esteja sujeito a erros provocados por preparação de amostras ineficiente ou “limpeza” excessiva de pontos mal indexados.

Outras dúvidas também surgiram dos resultados anteriores:

- Apenas a fibra  $\gamma$  gama (plano  $\{111\}$  paralelo ao plano de laminação) é importante para a estampagem ( $\bar{R}$  e LDR) ou há outras componentes ou fibras que também são importantes?

- Quais componentes fazem o  $\bar{R}$  aumentar nas direções 0, 45 e 90°?

Foram então feitas inúmeras análises a partir dos dados anteriores e dos novos dados obtidos via análise por EBSD (Tabela 3). A intensidade da componente foi determinada para um grau de espalhamento de 15% ao redor da mesma

Nas análises realizadas por difratometria de raios X, as fibras gama e teta nos materiais processados via redução direta possuem uma fração volumétrica na superfície ligeiramente maior. De forma diferente, nos materiais processados via recozimento intermediário a fração volumétrica é maior no centro da espessura, salientando-se também uma significativa diferença de fração volumétrica entre o centro e a superfície das amostras. O resultado por EBSD mostra valores de fibra gama superiores aos obtidos por raios-X, provavelmente devido à redução dos valores medidos por raios-X durante os cálculos matemáticos para criação das ODFs. As intensidades de fibra gama mostram tendências similares para os dois métodos de análise. Para a fibra Teta os resultados são bastante diferentes e com alta dispersão nos resultados por difratometria. A causa mais provável também são

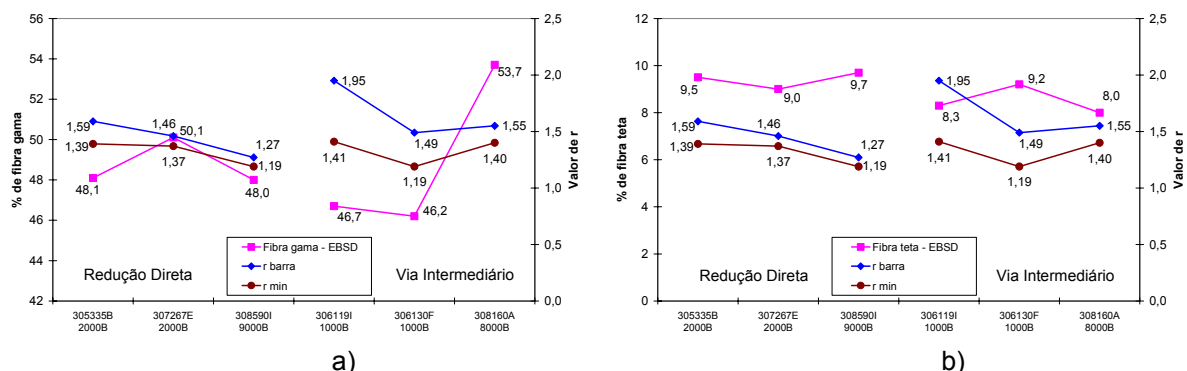
os erros provocados durante os cálculos das ODFs, salientando-se que para baixas frações volumétricas, como é o caso da fibra Teta, estes erros tendem a ser amplificados.

**Tabela 3** – Principais fibras e componentes de textura obtidos por EBSD.

|                          | Redução Direta   |                  |                  | Via Intermediário |                  |                  |
|--------------------------|------------------|------------------|------------------|-------------------|------------------|------------------|
|                          | 305335B<br>2000B | 307267E<br>2000B | 308590I<br>9000B | 306119I<br>1000B  | 306130F<br>1000B | 308160A<br>8000B |
| Fibra $\gamma$ <111>//DN | 48,1             | 50,1             | 48,0             | 46,7              | 46,2             | 53,7             |
| Fibra teta <100>//DN     | 9,5              | 9,0              | 9,7              | 8,3               | 9,2              | 8,0              |
| Fibra $\alpha$ <110>//DL | 27,0             | 27,8             | 27,2             | 30,0              | 28,6             | 30,4             |
| {111}<112>               | 23,7             | 24,9             | 24,7             | 21,3              | 20,8             | 26,1             |
| {111}<110>               | 12,5             | 13,8             | 12,8             | 14,9              | 14,7             | 14,9             |
| {112}<110>               | 7,1              | 7,3              | 7,2              | 8,5               | 8,2              | 9,5              |
| {111}<112>/ {111}<110>   | 1,90             | 1,80             | 1,93             | 1,43              | 1,41             | 1,75             |
| Fibra gama/fibra teta    | 5,1              | 5,6              | 4,9              | 5,6               | 5,0              | 6,7              |

De forma similar ao observado na fibra gama, os resultados de fibra alfa mostram valores superiores na medição por EBSD. Há grande diferença entre os resultados de fibra alfa no centro e na superfície do material produzido por redução direta. De uma forma geral, podemos dizer que os resultados por EBSD são menos influenciados por imprecisões da análise.

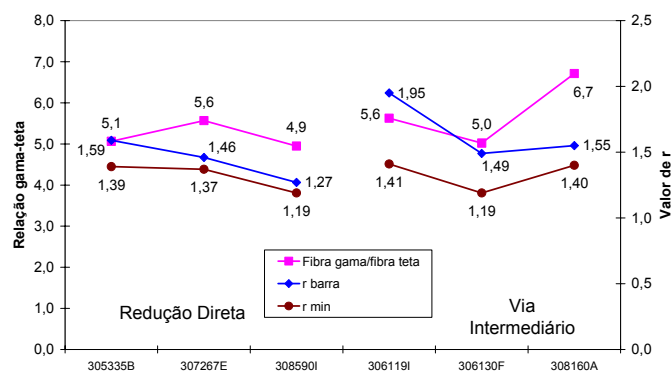
Foram então correlacionados os resultados de EBSD com os resultados de  $\bar{R}$  e  $r$  min por direções. O resultado de LDR Fundo Plano apresentou variação bastante similar ao  $r$  min por direções, e, para simplificação de análise, não será aqui representado. Os principais resultados são mostrados na Figura 2. Percebe-se pelos gráficos que não existe uma boa correlação entre os parâmetros de estampagem analisados e as frações volumétricas das fibras gama e teta. Na literatura, é sempre citado que a estampabilidade está diretamente relacionada com a fração de fibra gama presente no material, o que não foi observado de forma clara nestas correlações iniciais.



**Figura 2** – Correlação entre os resultados de estampagem com a) o percentual de fibra gama, b) o percentual de fibra teta.

Há também alguns estudos que mostram que a estampabilidade tem relação direta não só com a fibra gama, mas com a relação %fibra gama por % fibra teta.<sup>(3)</sup> A razão de tal abordagem é que a fibra teta tem um baixo coeficiente de anisotropia normal ( $r$ ), principalmente para  $r$  45°. Valores maiores de fibra teta levariam então a uma queda na capacidade de estampagem dos materiais. Como o material se comporta de forma conjunta, mais uma vez o fenômeno do “*elo mais fraco da corrente*” pode

ser observado. O mais importante então seria se ter o máximo de fibra gama (boa textura) com um mínimo de fibra teta (textura ruim). A relação entre estas duas fibras e os resultados de estampagem é mostrado na figura 3. Percebe-se então uma boa correlação entre a razão fibra gama/fibra teta para os resultados de  $r$  mínimo (LDR Fundo Plano), embora para o  $\bar{R}$  esta razão não seja satisfatória. Este resultado comprova as ressalvas quanto ao uso do  $\bar{R}$  para algumas situações (item 3.2).



**Figura 3** – Correlação entre a razão (%fibra gama)/(%fibra teta) e os resultados de estampagem.

Os dados de EBSD permitiram uma análise em maior profundidade quanto as principais componentes da fibra gama. A componente  $\{111\}\langle 112 \rangle$  é a principal componente, com frações mais elevadas nos materiais produzidos por redução direta. A componente  $\{111\}\langle 110 \rangle$  apresenta maiores frações volumétricas no material via intermediário. A razão entre as duas componentes evidencia a maior proporção da componente  $\{111\}\langle 112 \rangle$  para o material produzido via redução direta. É interessante notar que o coeficiente de anisotropia planar  $\Delta r$  apresenta boa correlação com a proporção destas componentes. Valores elevados desta relação, como para o material via redução direta, mostram baixo  $\Delta r$ , enquanto valores mais baixos evidenciam uma maior heterogeneidade na deformação. Esperava-se o contrário, uma vez que maior distribuição da textura normalmente leva a menores heterogeneidades na deformação. A causa provável para este comportamento seria não somente as componentes da fibra gama, mas outras componentes tais como Goss  $\{110\}\langle 001 \rangle$ , cubo  $\{001\}\langle 100 \rangle$  e outras que intensificam a anisotropia em determinadas direções.

Na bobina 308160A8000B, há uma fração volumétrica de  $\{111\}\langle 112 \rangle$  muito maior que a dos outros materiais produzidos via intermediário. A causa mais provável deste comportamento, seria o elevado  $\Delta N_b$  deste material. A presença do nióbio em solução sólida, dificultando a recristalização do material, o que deve proporcionar maior acúmulo de energia durante a laminação a quente e posterior melhor recristalização no recozimento da bobina a quente. Nos processos subsequentes o nióbio deve ter auxiliado no aumento da fração das componentes  $\{111\}\langle 112 \rangle$  e  $\{223\}\langle 582 \rangle$ , conforme um mecanismo sugerido por Raabe e Lücke,<sup>(4)</sup> chamado Selective Particle Drag (Retardo Seletivo de Partículas). Nesta condição, pequenas partículas ou átomos segregados nos contornos de grão impedem o crescimento de alguns grãos, embora outros, com contornos de grãos especiais (CSL – coincidence site lattice) de menor energia específica podem migrar, o que acontece nos contornos de grãos destas duas componentes.

Quanto à influência das componentes no coeficiente de anisotropia por direções, percebe-se que a componente  $\{111\}\langle 112 \rangle$  aumenta o  $r$  90°. O processo via



intermediário, aumentando a fração de  $\{111\}\langle 110\rangle$ , melhora os coeficientes de anisotropia a 0 e 90°. Porém, não tem atuação direta no  $r_{45^\circ}$ , sendo por isto o ponto mais fraco destes materiais. Pela literatura,<sup>(5)</sup> percebe-se que o  $r_{45^\circ}$  só consegue ser elevado para altas reduções a frio ( $> 80\%$ ), devido à necessidade de maior encruamento para eliminar componentes de difícil recristalização e baixo coeficiente de anisotropia a 45°, como Goss ( $\{110\}\langle 001\rangle$  e Cubo  $\{001\}\langle 100\rangle$ , e aumentar a fração de  $\{112\}\langle 110\rangle$ , de alto  $r_{45^\circ}$ .

A componente  $\{112\}\langle 110\rangle$  parece ser realmente a principal responsável pelo aumento do  $r_{45^\circ}$ . Isto pode ser observado em aços IF, com alto  $\bar{R}$  devido principalmente ao  $r_{45^\circ}$  mais elevado. No caso particular dos aços ACE 430Nb, e por extensão os outros inox ferríticos, a opção mais direta para se aumentar esta componente é o aumento da redução a frio, para que esta fique acima de 80%, valor a partir do qual ela passa a ser mais intensa.<sup>(5)</sup>

### 3.4 Discussão dos Resultados

Analisando os dados da literatura, alguns pontos podem ser enumerados visando um melhor comportamento em estampagem dos aços inoxidáveis ferríticos, particularmente quando produzidos por redução direta.

Um primeiro ponto seria objetivar um menor tamanho de grão antes do processo de laminação a frio final, ou seja, após recozimento da bobina a quente ou intermediária.<sup>(5)</sup> Quando o tamanho de grão é menor que 20  $\mu\text{m}$ , a nucleação de grãos de fibra gama nos contornos de grão ocorre de maneira mais intensa, beneficiando o desempenho final em estampagem. Quando o tamanho de grão é maior, a nucleação ocorre preferencialmente em bandas de cisalhamento, onde a nucleação de componentes indesejáveis à estampagem são mais frequentes, como a componente Goss.

Além disto, grãos menores iniciais tendem a induzir um maior acúmulo de energia de deformação pela estrutura para acomodar o comportamento mecânico diferente entre grãos vizinhos durante a laminação a frio. Esta maior energia acumulada facilita uma recristalização final mais eficiente, com uma completa eliminação de componentes mais prejudiciais à estampagem, como as componentes da fibra Teta. Uma maneira tradicionalmente citada para se melhorar a estampabilidade, via melhoria do coeficiente de anisotropia, é o aumento da redução a frio. Porém, nos materiais atualmente utilizados para estampagem profunda já são realizadas altas taxas de redução a frio, como no caso dos materiais estudados, com redução de 3,0 para 0,60 mm, ou seja, 80% de redução a frio. Valores maiores tenderiam a melhorar a intensidade da componente  $\{112\}\langle 110\rangle$ , que tem alto  $r_{45^\circ}$ , o que poderia vir a ser uma possibilidade caso alguns materiais tenham problemas de ruptura na estampagem nesta direção.

Existe a possibilidade de melhoria da estampagem via aumento do tamanho de grão final, através do crescimento de grãos de fibra gama. Os grãos com esta orientação crescem mais rapidamente que os outros durante a recristalização (sobre a região deformada). Após a recristalização, devido à vantagem de tamanho, crescem sobre os outros. Por isto o tamanho de grão maior aumenta a fração de fibra gama. Porém, esta é uma possibilidade mais arriscada, pois há o risco de piora da qualidade superficial após estampagem, particularmente o aparecimento de casca de laranja. Por isto esta opção não é muito recomendada para os aços em questão.

## 4 CONCLUSÕES

A análise da estampabilidade apenas através da utilização do coeficiente de anisotropia normal médio  $\bar{R}$  pode incorrer em erros. O melhor é combinar esta análise com outros métodos, como o LDR e também fazer uso da análise do  $r$  mínimo por direções, lembrando-se sempre que o material rompe no “elo mais fraco da corrente”, ou seja, na direção de menor coeficiente de anisotropia.

A análise de textura por EBSD, compreendendo toda a espessura, se mostrou mais representativa para a análise da estampagem dos materiais que a análise por difração de raios X, técnica mais sujeita às imprecisões introduzidas pelos cálculos matemáticos para a criação das ODFs.

A estampabilidade, do ponto de vista de textura, é influenciada não somente pela intensidade de fibra gama (benéfica) ou teta (prejudicial), mas pela relação entre estas duas fibras. Os aços 430Nb produzidos pelo processo via intermediário apresentaram maiores relações fibra gama/fibra teta, sendo esta a razão do melhor comportamento em estampagem. Ressalta-se principalmente nestes aços a maior intensidade da componente  $\{111\}\langle 110 \rangle$  da fibra gama auxiliando no resultado final. Salieta-se também a importância do nióbio em solução sólida na formação da textura e da microestrutura, fator importante na compreensão das variações das propriedades para os processos via intermediário e via redução direta.

Visando um melhor desempenho quanto ao  $r_{45^\circ}$ , normalmente o “elo mais fraco da corrente” destes aços, uma opção seria um aumento da redução a frio, o que permite o aumento da intensidade da componente  $\{112\}\langle 110 \rangle$ , de alto  $r_{45^\circ}$ , e a diminuição de outras componentes de baixo  $r_{45^\circ}$ , como Goss.

## REFERÊNCIAS

- 1 HUH, M. Y & ENGLER, O. Effect of intermediate annealing on texture, formability and ridging of 17%Cr ferritic stainless steel sheet. *Materials Science and Engineering*, pp. 74-87. 2001.
- 2 GUIDA, R. B. & CETLIN, P. R. Comparação da estampabilidade de chapas de aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio obtidas através de duas rotas de fabricação. *Anais do 43º Seminário de Laminação – ABM*. 10 p. 2006.
- 3 YAZAWA Y.; OSAKI, Y.; KATO, Y. FURUKIMI, O. Development of ferritic stainless steel sheets with excellent deep drawability by  $\{111\}$  recrystallization texture control. *JSAE Review*, pp. 483-488, 2003.
- 4 RAABE, D. & LÜCKE, K. *Materials Science and Technology*. Vol 9, 1993.
- 5 SAWATANI, T.; SHIMIZU, K.; NAKAYAMA, T; MIYOSHI, M. The  $r$ -values and recrystallized textures of Ti-stabilized low C, N – 17%Cr Stainless Steel Sheets. *Transactions ISIJ*, vol. 18, pp. 676-685, 1978.