

# ORIGENS CRISTALOGRÁFICAS DA ANISOTROPIA PLÁSTICA <sup>1</sup>

Carlos Sergio da Costa Viana<sup>2</sup>  
Marcos Flavio de Campos<sup>2</sup>

## Resumo

Para medir um valor confiável de R (anisotropia) o material deve estar em deformação plástica no plano. A norma ABNT NBR 8164 sugere 18% de deformação em tração para garantir essa condição. Contudo, vários pesquisadores argumentam que 18% de deformação modificaria a textura inicial, afetando o valor medido para R. Neste trabalho, um aço IF (“livre de intersticiais”) laminado com 85% de redução e que sofreu recozimento contínuo foi analisado. A textura desse aço foi discretizada em orientações individuais, as quais foram submetidas a simulação de deformação plástica em tensão de 18%, e a nova textura foi avaliada. Distribuições do valor R foram previstas a partir da textura inicial e final e foram comparadas para avaliar o efeito da deformação de 18%. Conclui-se que alguma variação de textura ocorre nesse processo, afetando o R para todas as medidas nas diferentes direções, em DL, DT e 45°.

**Palavras-chave:** Estampabilidade; Anisotropia; Aços baixo carbono.

## CRYSTALLOGRAPHICAL ORIGINS OF THE PLASTIC ANISOTROPY

### Abstract

In order to measure a reliable anisotropy R-value the material is required to be in plain plastic deformation. The ABNT.NBR 8164. standard suggests 18% tensile strain to guarantee this validity. Many researchers have argued that 18% strain would modify the initial texture, affecting the R-value measurement. In this work an 85% cold rolled and continuously annealed IF sheet steel was evaluated. The texture was discretised in individual crystal orientations which were simulated plastically deformed in tension by 18% and refitted as a new texture. R-value distributions were predicted from both the initial and final textures and were compared for strain effect. It was concluded that as far as experimental testing is concerned, for RD-, TD- and 45°-measurements, some variation should be expected.

**Key words:** Drawing; Anisotropy; Low carbon steels.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 46º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 27 a 30 de outubro de 2009, Santos, SP.

<sup>2</sup> Professor Adjunto. EEIMVR-Universidade Federal Fluminense Volta Redonda RJ.  
mfdcampo@uol.com.br, mcampos@metal.eeimvr.uff.br

## 1 INTRODUÇÃO

Nas décadas de 1960 e 1970, quando se estabeleciam as normas para medida experimental da anisotropia plástica ( $R$ ), muito se questionou sobre a influência da deformação inicial do corpo de prova (CP) de tração sobre o valor de  $R$ . Embora seja necessário que o CP se encontre completamente dentro do regime plástico, ou seja, plenamente dentro do regime plástico, questionava-se se a imposição dessa deformação plástica em tração uniaxial alteraria a textura cristalográfica inicial da chapa a ponto de conduzir a valores de  $R$  sem significado para o material inicial. Como se sabe, nos materiais monofásicos, o valor de  $R$  é função exclusiva das orientações cristalinas presentes na textura do material, e estas sofrem rotação sob deformação plástica. A norma ABNT NBR 8164 sugere 18% de deformação longitudinal do CP para se efetuar a medida de  $R$ . Trata-se de um valor de deformação não desprezível que pode, em alguns casos, alterar a anisotropia plástica da chapa. Experimentalmente, não é difícil medir-se o valor de  $R$  como função da deformação em tração,<sup>(1)</sup> a evolução da textura, contudo, é bem mais trabalhosa. Quando se consideram as diferentes trajetórias de deformação possíveis num processo de estampagem, a determinação da evolução de  $R$  com o progresso da deformação fica prejudicada pela contínua redução da ductilidade durante a conformação. Assim, por exemplo, não é possível medir-se o valor de  $R$  de uma chapa reduzida 40% a frio. Por outro lado, o conhecimento da evolução da anisotropia plástica (ou da textura) é de grande importância para os softwares de simulação de estampagem, para que se tenha melhor idéia da real possibilidade de estampagem de uma dada peça.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

No presente trabalho mediu-se a textura cristalográfica (ODF; *Orientation distribution function*) de uma chapa comercial de aço IF, através de varreduras de uma amostra deste material, por EBSD (*Electron back-scatter diffraction*). A chapa havia sido laminada 85% a frio e recozida continuamente. A ODF foi representada por uma série de harmônicos esféricos em coordenadas angulares de Bunge,<sup>(2)</sup> ( $\varphi_1$   $\Phi$   $\varphi_2$ ). Com os coeficientes da ODF, a variação angular de  $R$  (anisotropia plástica) foi predita, usando-se um programa baseado na teoria de Taylor-Bishop-Hill<sup>(3,4)</sup> e admitindo-se que o material se deforma pelo mecanismo de “pencil glide”,<sup>(5)</sup>  $\{hkl\}\langle 111 \rangle$ . A textura da chapa foi, então, discretizada em orientações cristalinas individuais significativas, cada uma representada por três ângulos de Euler ( $\varphi_1$   $\Phi$   $\varphi_2$ ). Cada orientação foi “deformada” simuladamente, em tração, por seis passes incrementais de 3%, até totalizar 18%. Esta última coleção de orientações, assim como a original, foi “ajustada” por uma série de harmônicos esféricos, obtendo-se a ODF da textura do material deformado em tração de 18%. Também, a partir dos coeficientes dessa ODF, nova distribuição angular de  $R$  foi predita, para comparação com a primeira. É importante lembrar que a predição de  $R$  se baseia exclusivamente nas orientações presentes na textura, não havendo influência de deformação nem de encruamento. Na análise por EBSD, utilizou-se um passo (distância entre pontos de difração sucessivos) aproximadamente igual à metade do tamanho de grão metalúrgico medido pela técnica de intercepto (passo  $\cong 4\mu\text{m}$ ). Desse modo, garantiu-se que havia pelo menos um ponto de difração por grão. Os programas utilizados neste trabalho foram escritos por Jean Savoie na Universidade McGill, em 1994.

## 2.1 Método de Cálculo do R-Cristalográfico

Seja um CP de tração de uma chapa policristalina e consideremos que L é sua direção longitudinal, W a direção transversal e T a direção normal à chapa. Seja um grão desta chapa cujos eixos são x paralelo a L, y paralelo a W e z paralelo a T. Para este grão, tem-se, por definição:

$$R = \frac{d\varepsilon_y}{d\varepsilon_z} \quad \text{e} \quad \rho = \frac{-d\varepsilon_y}{d\varepsilon_x} \quad (1)$$

onde  $d\varepsilon_x$ ,  $d\varepsilon_y$ ,  $d\varepsilon_z$  são as componentes de um tensor de deformação plástica incremental principal e  $\rho$  varia no intervalo  $0 \leq \rho \leq 1$ .

Considerando conservação de volume,  $d\varepsilon_x + d\varepsilon_y + d\varepsilon_z = 0$ , é fácil provar que:

$$R = \frac{\rho}{1-\rho} \quad \text{e} \quad \rho = \frac{R}{R+1} \quad (2)$$

Segundo Bishop-Hill, o Fator de Taylor, M, pode ser expresso por:

$$M = \left( \frac{1}{\tau} \right) \frac{dw}{d\varepsilon_x} \sqrt{6} \left( -B \frac{d\varepsilon_x}{d\varepsilon_3} + A \frac{d\varepsilon_y}{d\varepsilon_3} + F \frac{d\varepsilon_{yz}}{d\varepsilon_3} + G \frac{d\varepsilon_{zx}}{d\varepsilon_3} + H \frac{d\varepsilon_{xy}}{d\varepsilon_3} \right) \quad (3)$$

Essa expressão pode ser colocada como função de  $\rho$ . Nesta expressão,  $dw$  é o trabalho plástico incremental e  $\tau$  é a tensão cisalhante crítica para o deslizamento. De acordo com Hosford e Backofen,<sup>(6)</sup> para cada valor de  $\rho$ , a expressão de M deve ser maximizada, em função de valores de A, B, F, G e H tabelados (ver Hosford,<sup>(7)</sup> Capítulo 3). Como o material se deformará com o mínimo gasto de energia, o valor de  $M(\rho)$  adequado à tração será aquele com valor mínimo. Isto fornece o valor do  $\rho$  crítico para o cálculo de R.

## 2.2 Definição de Termos e Direções

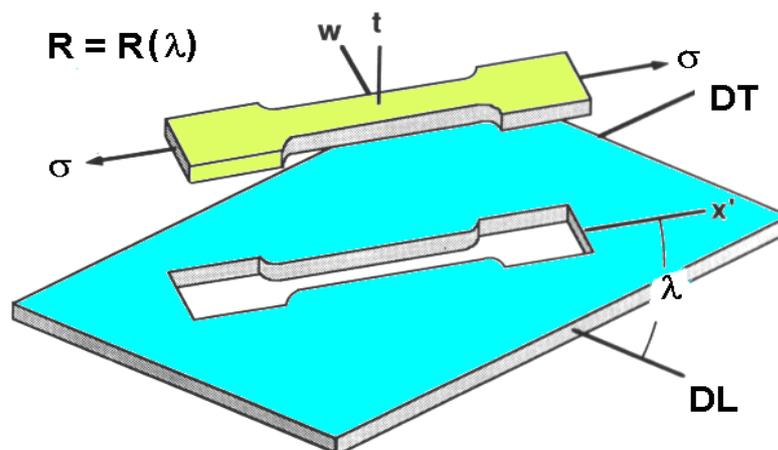
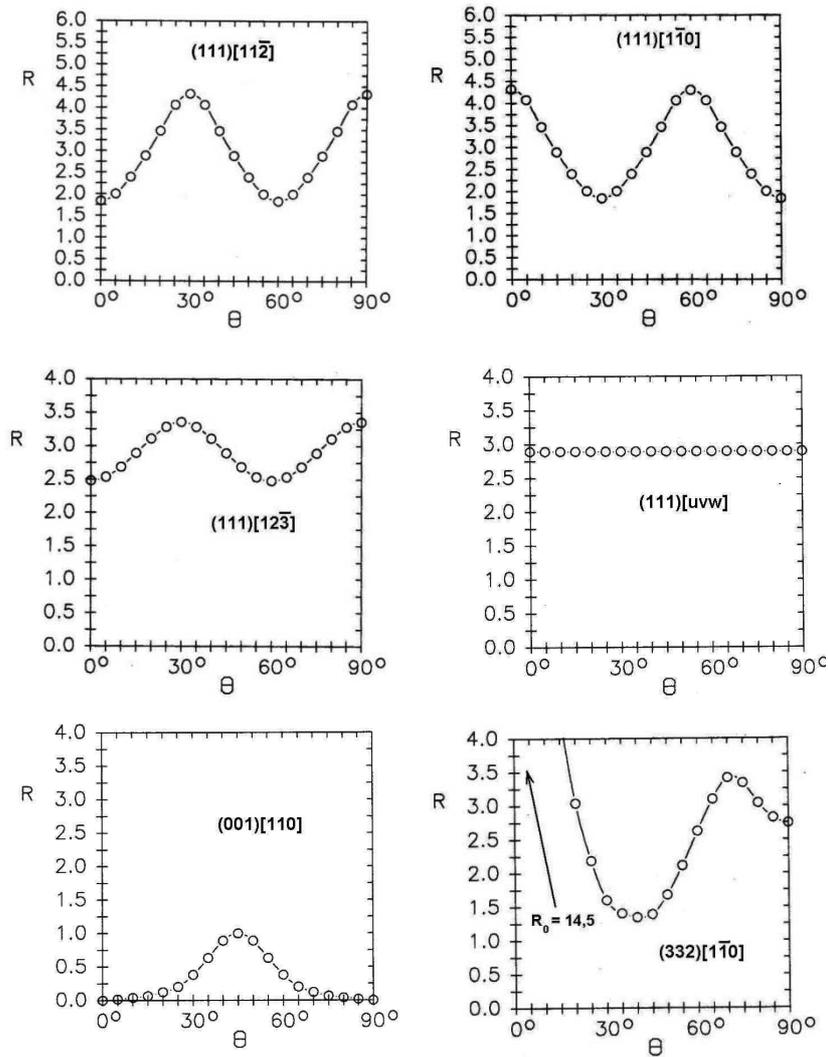


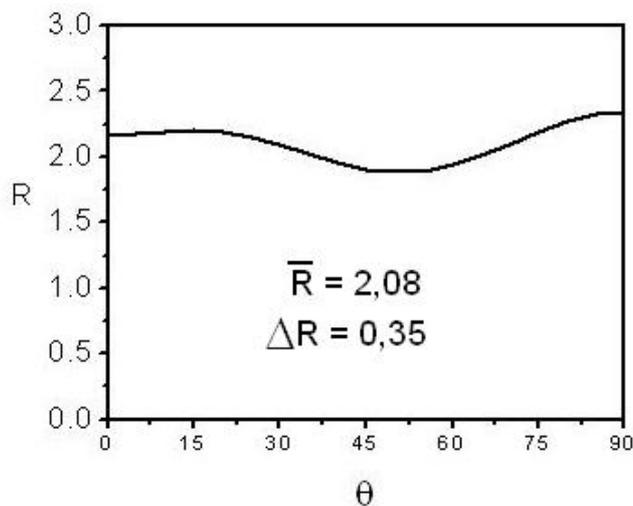
Figura 1. Ensaio de tração – variação de R no plano da chapa.



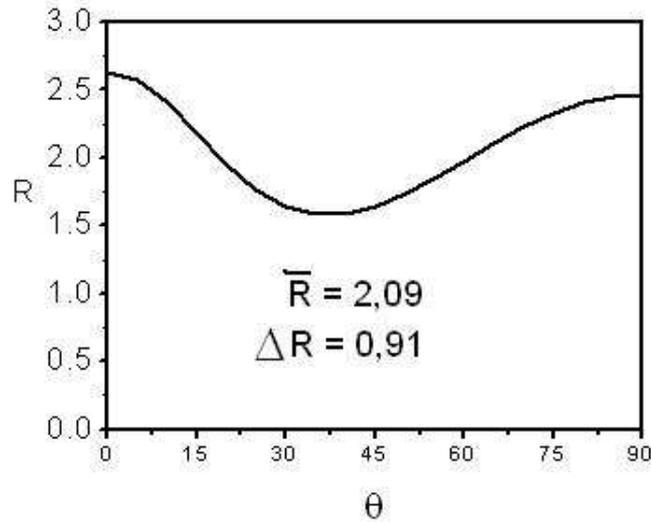


**Figura 3.** Variação angular de R para orientações do sistema cúbico.

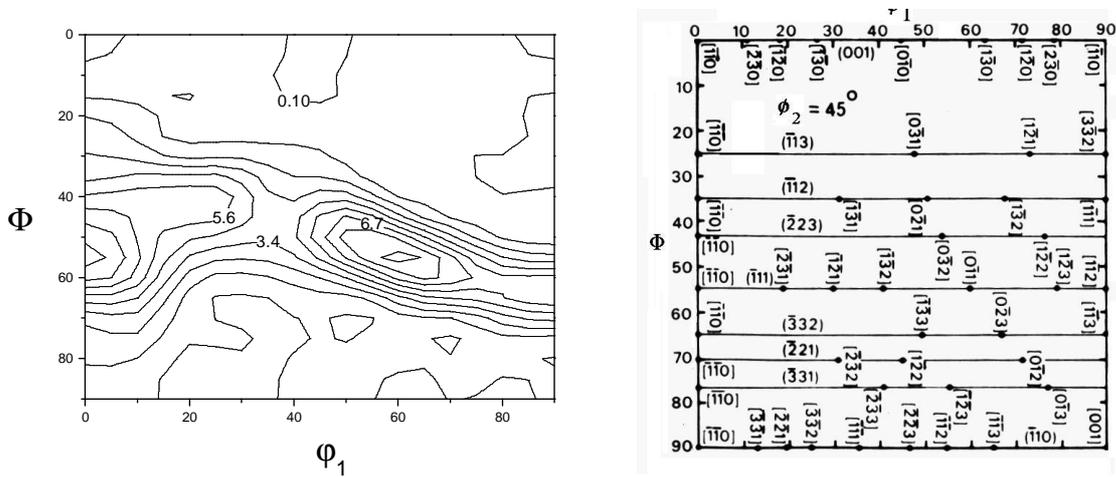
Aplicando-se o programa de predição de R à textura da Figura 2, obtém-se a distribuição angular de R mostrada na Figura 4. A Figura 5 mostra a distribuição angular de R para a mesma amostra, após 18% de deformação.



**Figura 4** Distribuição angular de R para o aço IF como recebido.



**Figura 5** Distribuição angular de R para o aço IF, simulando-se um material deformado em tração na ordem de 18%



**Figura 6.** ODF do aço IF deformado 85% e recozido (como recebido) e ábaco de orientações, simulando-se um material deformado em tração na ordem de 18%.

A textura do aço IF em questão consiste basicamente de uma fibra  $\langle 111 \rangle // DN$  (DN=Direção Normal). Essa textura não varia muito se compararmos o aço como recebido com o deformado 18 (Figuras 2 e 6). Porém, ocorrem variações de intensidade ao longo dessa fibra, e o componente  $\{111\} \langle 110 \rangle$  intensifica-se após a deformação de 18% (Figura 6). A Figura 3 mostra que a presença do componente  $\{111\} \langle 110 \rangle$  leva a um mínimo em torno de  $30^\circ$ . Isso está de acordo com o observado na Figura 5, onde a mudança de textura, apesar de praticamente não afetar o R médio, mudou bastante a anisotropia planar  $\Delta R$ . Convém lembrar que um alto valor de  $\Delta R$  está associado a maior tendência de orelhamento (*earing*) no material. Portanto, o material deformado em 18% teve suas características de conformação alteradas.

#### 4 CONCLUSÕES

A norma ABNT NBR 8164 sugere 18% de deformação em tração para garantir a condição de deformação plástica, mas uma tal deformação pode alterar

significativamente as características de textura do material. Este resultado confirma a necessidade de estimar R através de medidas de textura, pois o teste sugerido pela norma 8164 altera o material ensaiado. Pretende-se em estudos futuros simular outras texturas e outros materiais, para entender melhor quão relevante pode ser a mudança de textura e do R após 18% de deformação em tração.

### **Agradecimentos**

MF de Campos agradece o apoio do CNPq.

### **REFERÊNCIAS**

- 1 Viana, C S da Costa, The Relationship Between Texture and Formability in Sheet Metals. Tese de doutorado, Universidade de Cambridge, Inglaterra, 1978.
- 2 Bunge, Texture Analysis in Materials Science, Butterworths, 1982.
- 3 Taylor, G. I., Plastic strain in metals. J. Inst. Metals, vol.62, 1938, p.307.
- 4 Bishop, J F W e Hill, R., A theory of the plastic distortion of a polycrystalline aggregate under combined stresses. Phil Mag, ser. 7, vol. 42, 1951, p.414.
- 5 Penning, P., Minimization of shears for pencil glide in body-centered cubic crystals Met Trans.A, vol. 7A, 1976, p.1021.
- 6 Hosford, W F e Backofen, W A, Anais do 9<sup>th</sup> Sagamore AMRA Conf., Syracuse Univ. Press, 1964, p. 259.
- 7 Hosford, W F, The Mechanics of Crystals and Textured Polycrystals, Oxford Univ. Press, 1993.