

TEXTURA DA TRANSFORMAÇÃO DE FASE CFC-CCC

*Andréa Machado Lopes**
*Carlos Sérgio da Costa Viana***

RESUMO

O presente trabalho estuda a textura de transformação de fase cfc-ccc com o objetivo de se caracterizar a textura da austenita. Esta transformação influencia diretamente a anisotropia final do material; por isso, o conhecimento do tipo exato da textura da austenita, que é herdada pela textura da fase que dela resulta, é de considerável importância para a modelagem do processo de laminação.

Para isto, é utilizado um modelo, recentemente proposto na literatura, para simular as texturas da fase produto. As principais suposições do modelo são: (I) a relação de orientação empregada foi a de Kurdjumov-Sachs; (II) a nucleação da fase produto ocorre a partir de sistemas de deslizamento ativos da fase matriz; (III) a seleção de variantes se baseia na tensão residual que permanece no material, após este sofrer deformação plástica. Os materiais cúbicos de face centrada cobre, latão e alumínio, laminados à temperatura ambiente, foram utilizados para modelar a textura de laminação a quente da austenita. As texturas obtidas para o produto, pelo uso do modelo, foram comparadas a texturas reais obtidas por têmpera, após deformação, em aços microligados ferríticos e bainíticos e numa liga Fe-30%Ni.

Os resultados obtidos mostram concordância satisfatória, para algumas das condições simuladas.

* Mestre em Ciências em Ciências dos Materiais pelo IME.

** PhD, Professor Titular do IME – Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais – DE/4.

INTRODUÇÃO

Os metais e ligas comerciais são constituídos de pequenos cristais, denominados grãos, os quais são separados por interfaces chamadas contornos de grão. A rede cristalina de cada grão tem, em geral, orientação diferente da de seus vizinhos. Quando um metal sofre uma grande deformação plástica, ele desenvolve uma “textura” onde certos planos cristalográficos tendem a se orientar de uma maneira preferencial, que é função da estrutura cristalina e do estado de deformação imposto.

Quando um aço desenvolve uma textura na fase austenítica, ela influencia a textura da fase que dela resulta (ferrita, martensita ou bainita) por transformação de fase, devido à natureza dessa transformação que ocorre durante o resfriamento. A transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ influencia diretamente as propriedades macroscópicas finais (anisotropia plástica) dos aços usados na condição de laminado a quente. Assim, o tipo da textura desenvolvida na austenita e o modo pelo qual ela é herdada pela ferrita, martensita ou bainita são elementos de considerável importância no entendimento do processo de laminação.

O objetivo deste trabalho¹ é determinar a influência do tipo das texturas da austenita na modelagem das texturas de transformação. Isto foi feito a partir de três materiais de mesma estrutura cristalina que a austenita, cobre, latão e alumínio, que, porém, desenvolvem texturas diferentes, e utilizando um modelo, recentemente proposto na literatura, para simular as texturas de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. As texturas previstas para o produto foram comparadas a texturas reais, obtidas por têmpera após deformação, em aços microligados ferríticos e bainíticos e em uma liga Fe-30%Ni.

PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Devido às dificuldades experimentais que impedem a medição da textura da austenita de aços convencionais antes da transformação, foram utilizados três materiais cúbicos de face centrada para representar a textura da austenita: cobre de pureza comercial (99,5%), latão 70-30 e alumínio de alta pureza. Estes materiais apresentam texturas de deformação qualitativamente idênticas, porém quantitativamente diferentes. Os materiais foram recebidos sob a forma de chapas com espessuras iniciais de 6,4mm para o cobre, 12,5mm para o latão e 21,27mm para o alumínio.

As chapas sofreram uma laminação prévia com o objetivo de diminuir a espessura para facilitar a preparação das amostras para o ensaio de textura. A seguir, foi realizado um recozimento para obter-se uma microestrutura recristalizada e homogênea. As amostras foram tratadas em um forno de mufla nas condições conforme observado na tabela 1.

Material	Temperatura (°C)	Tempo (min)
Latão	380	15
Alumínio	450	30
Cobre	500	15

Tabela 1: Condições empregadas no recozimento

Após o recozimento, as amostras foram laminadas a frio, sofrendo reduções nominais de 40, 60 e 80%, de onde foram retiradas espécimes para as medidas de textura.

Medição da Textura Cristalográfica

Amostras retangulares, com aproximadamente 24mm x 14mm foram cortadas da parte central da chapa de cada material para a análise de textura. As amostras foram preparadas com lixamento e polimento convencionais.

As distribuições das intensidades difratadas pelas famílias dos planos {111}, {200} e {220}, dos três materiais cúbicos de face centrada, foram medidas utilizando um goniômetro de textura e radiação K_{α} do cobalto ($1,79\text{\AA}$) filtrada por ferro. A geometria utilizada foi a do método de Schultz, em reflexão. A tabela 2 mostra a relação dos ângulos de difração dos materiais utilizados.

Difração	Material		
	Alumínio	Cobre	Latão
111	$2\theta = 45,06$	$2\theta = 50,83$	$2\theta = 49,90$
200	$2\theta = 52,52$	$2\theta = 59,43$	$2\theta = 58,33$
220	$2\theta = 77,36$	$2\theta = 88,70$	$2\theta = 86,86$

Tabela 2: Relação das difrações e ângulos de Bragg dos materiais

UTILIZAÇÃO DO MODELO

O modelo usado neste trabalho foi desenvolvido por M. P. Butrón-Guillén, C.S. da Costa Viana e J. J. Jonas.² Ele simula a transformação gama-alfa a partir de uma distribuição de orientações que simulam uma matriz cúbica de face centrada deformada. No presente trabalho, o modelo foi aplicado a texturas de materiais cfc reais, na condição laminada, discretizada em algumas centenas de cristais. O fluxograma da figura 1 mostra a seqüência de etapas usadas na simulação.

O modelo M. P. Butrón-Guillén, C. S. da Costa Viana e J. J. Jonas² utiliza as seguintes hipóteses:

1) A transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ obedece à relação de Kurdjumov-Sachs,³⁻⁶ que é empregada na forma de uma rotação de 90° em torno de 24 eixos $\langle 112 \rangle$;

2) A seleção de variantes se baseia em dois critérios:

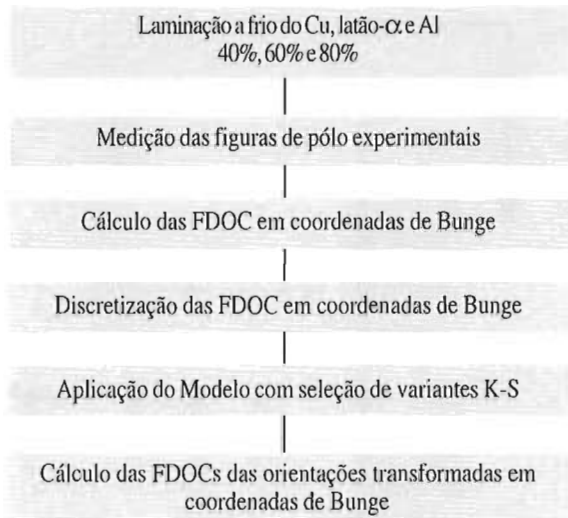


Figura 1: Fluxograma das etapas utilizadas para a simulação

- no relaxamento do campo de tensões residuais de laminação da matriz, pela nucleação da fase produto, que determina quais variantes podem nuclear;
- na proporcionalidade entre o volume de cada variante e a atividade de deslizamento no sistema de deslizamento da matriz correspondente àquela variante.

O relaxamento de tensões é avaliado pelo trabalho da tensão residual σ'_{ij} sobre a deformação de Bain⁷⁻⁸ b_{ij} . $\sigma'_{ij} = S_{ij} - \sigma_{ij}$, é a diferença entre as tensões residuais na matriz e no grão da matriz. Ambos calculados pela teoria de Bishop-Hill.⁹ A condição $w = \sigma'_{ij} \cdot b_{ij} > 0$ deve ser atendida para a variante nuclear.

Para se estudar o efeito da atividade de deslizamento nos sistemas da matriz sobre as texturas de transformação, foi criada, no modelo, uma variável que permite controlar o número de sistemas de deslizamento que contribuem para a transformação. Ela varia de 0 a 100% da atividade máxima de deslizamento do grão. Isto é, quando ela está próxima de 0, significa que a transformação sofre a ação da atividade de todos os sistemas de deslizamento do grão, e quando está próxima de 100%, apenas os sistemas que possuem 100% da maior atividade participam da análise, sendo os demais descartados. Foram utilizados os valores de 5, 30, 70 e 98% da atividade máxima de deslizamento.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

As texturas experimentais determinadas após a laminação a frio foram analisadas pelo método de Bunge. Foi usada apenas a seção de $\phi_2 = 45^\circ$, pois é onde se localizam as orientações mais importantes dos materiais cúbicos, como pode ser observado na figura 2.

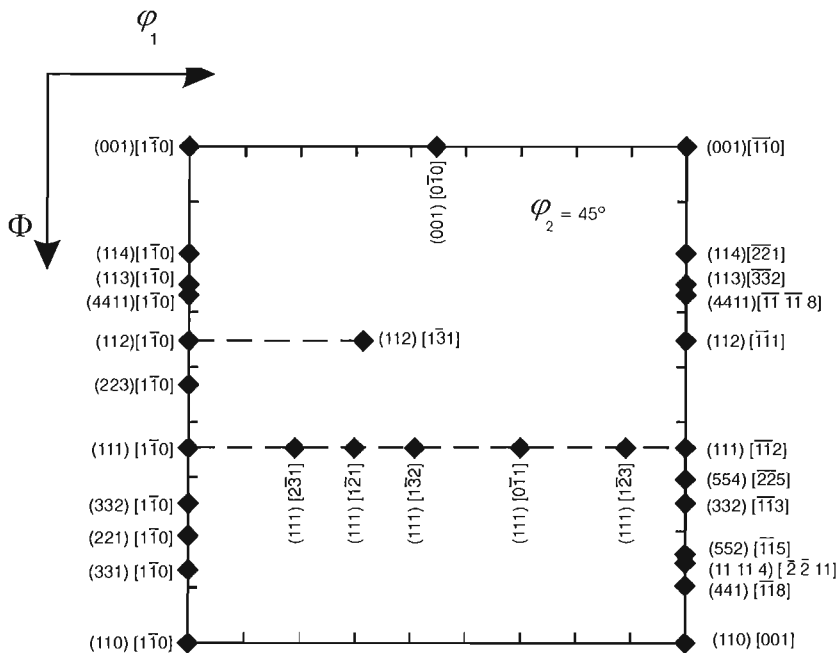


Figura 2: Seção de $\phi_2 = 45^\circ$ da Função de Orientação Cristalina mostrando as orientações mais importantes¹⁰

A figura 3 mostra as texturas experimentais do cobre com reduções de 40, 60 e 80%. Observa-se que a textura formada é homogênea e a orientação que possui maior pico de intensidade é a $(113)[\bar{3}32]-(112)[\bar{1}\bar{1}1]$.

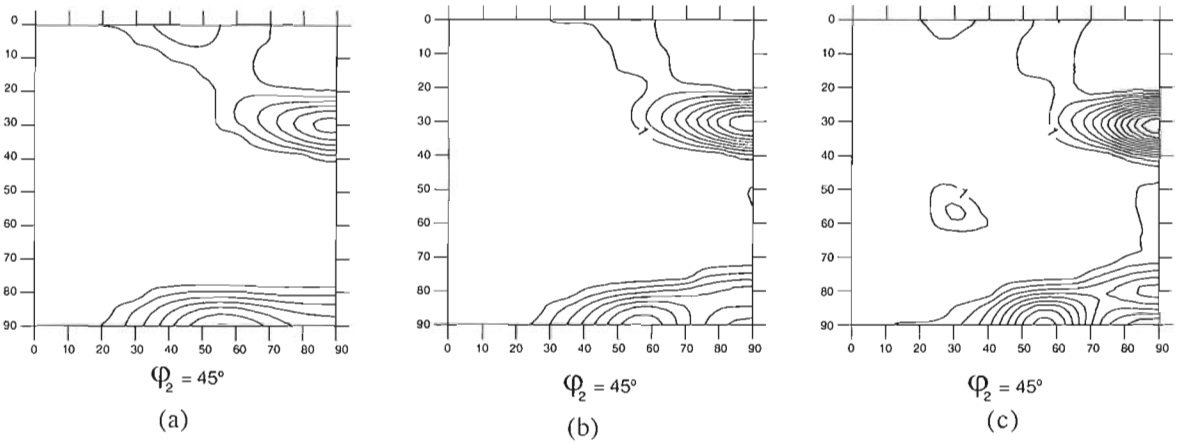


Figura 3: Seções de $\varphi_2 = 45^\circ$ do cobre com redução de (a) 40%, (b) 60% e (c) 80%

A figura 4 mostra as texturas experimentais do latão com reduções de 40, 60 e 80%. Nota-se que a orientação de maior pico de intensidade se localiza em $(110)[\bar{1}\bar{1}2]$.

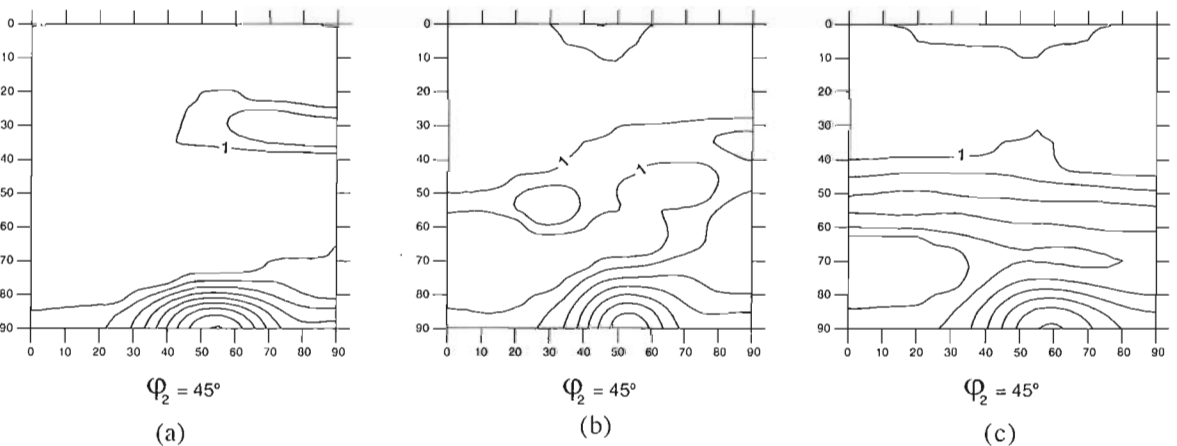


Figura 4: Seções de $\varphi_2 = 45^\circ$ do latão com redução de (a) 40%, (b) 60% e (c) 80%

A figura 5 ilustra a textura do alumínio com 40% de redução. Pode-se observar que a orientação que possui maior pico de intensidade se localiza em $(112)[\bar{1}\bar{1}1]$.

A figura 6 mostra as texturas produto geradas a partir do cobre. Observa-se que as orientações predominantes são a $(113)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(332)[\bar{1}\bar{1}3]$. Nota-se que, para a textura gerada a partir do cobre com 40% de redução, as curvas de nível das principais orientações se encontram interligadas. O melhor resultado foi observado para a amostra onde quase todos os sistemas de deslizamento foram considerados.

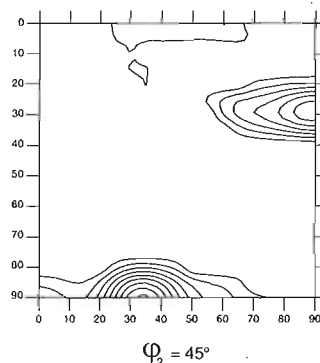


Figura 5: Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ do alumínio com 40% de redução

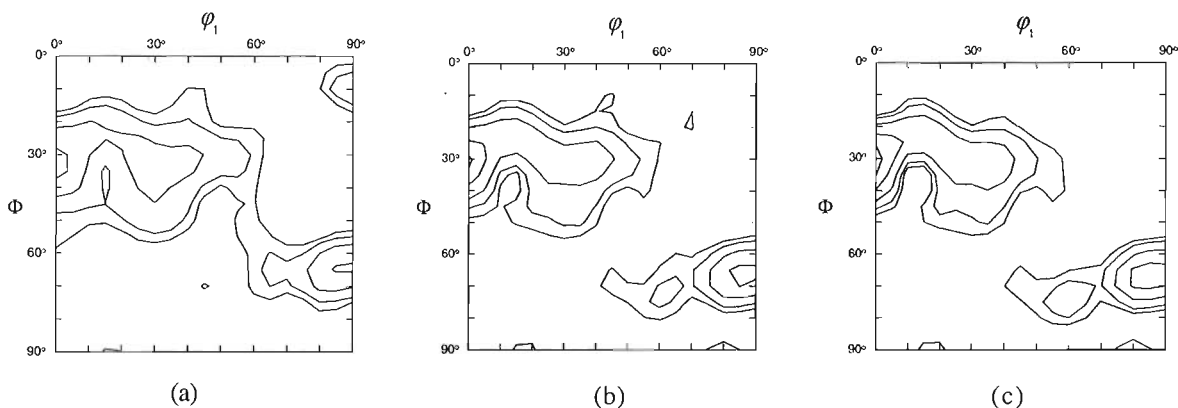


Figura 6: Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ da textura produto gerada a partir do cobre (a) 40%, (b) 60% e (c) 80% de redução, níveis: 1.0, 2.0, 4.0, 7.0

A figura 7 mostra as texturas produto geradas a partir do latão. Nota-se a presença das orientações principais $(113)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(332)[\bar{1}\bar{1}3]$. Ocorre a ligação das curvas de nível das orientações principais para a textura gerada a partir do latão com 40% de redução. Novamente o melhor resultado foi obtido considerando-se a maioria dos sistemas de deslizamento ativos do grão.

A figura 8 mostra a seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ da textura gerada a partir do alumínio com 40% de redução. Observa-se novamente a presença das orientações principais $(113)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(332)[\bar{1}\bar{1}3]$ e o surgimento do pico na orientação $(113)[0\bar{3}1]$.

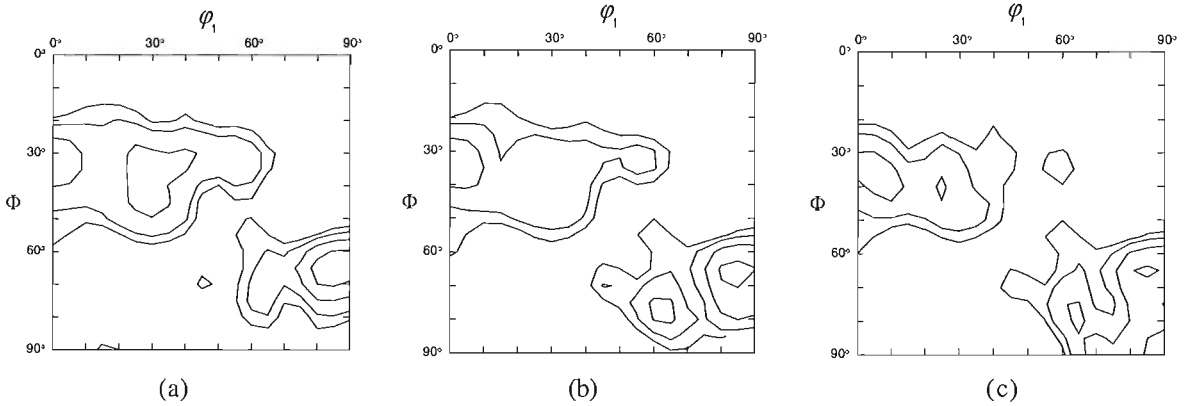


Figura 7: Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ da textura produto gerada a partir do latão (a) 40%, (b) 60% e (c) 80% de redução, níveis: 1.0, 2.0, 4.0 e 7.0

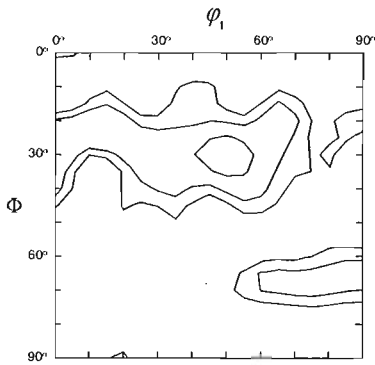


Figura 8: Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ da textura produto gerada a partir do alumínio 40% de redução, níveis: 1.0, 2.0, 4.0 e 7.0

Para se analisar as texturas previstas neste trabalho, é instrutivo observar as texturas típicas obtidas experimentalmente por alguns autores,¹⁰⁻¹² tanto para a transformação da austenita para ferrita como para martensita e bainita.

A figura 9 mostra a seção $\varphi_2 = 45^\circ$ de três texturas obtidas, experimentalmente, nas seguintes condições: (a) textura da martensita¹¹ obtida através da transformação de uma austenita de Fe-30Ni

laminada com 75% de redução e temperada a -269°C , (b) textura da ferrita¹⁰ obtida em um aço microligado ao nióbio laminado, com 75% de redução, temperado imediatamente após à temperatura de acabamento de 870°C , (c) textura da bainita¹² de um aço extra-baixo carbono (0.024%) com 20 ppm de B, bainítico ao sair da laminação a quente.

Na figura 9 (a) observa-se, na textura, que o pico de maior intensidade está localizado em $(113)[\bar{1}\bar{1}0]$, seguido da orientação $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ um pouco mais fraca. Nota-se, em menor escala, a presença da orientação $(110)[\bar{1}\bar{1}0]$.

A figura 9 (b) mostra uma textura que possui como orientação predominante $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$, seguida de $(332)[\bar{1}\bar{1}3]$, com intensidade mais fraca, e, em menor escala, $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$. Nota-se que as orientações $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(332)[\bar{1}\bar{1}3]$ se encontram interligadas.

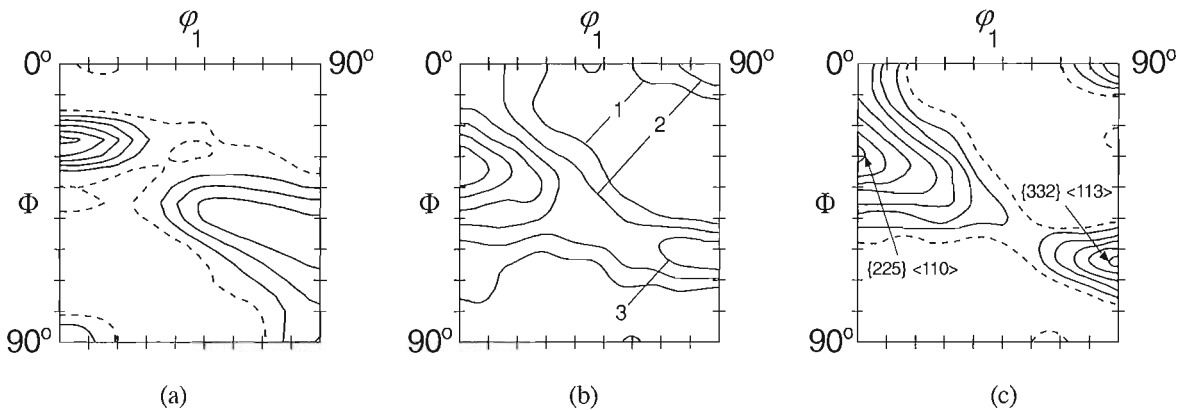


Figura 9: Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ de materiais ccc experimentais (a) martensita; (b) ferrita; (c) bainita

A figura 9(c) mostra uma textura com $(\bar{2}25)[\bar{1}\bar{1}0]$ como orientação predominante, seguida de $(332)[\bar{1}\bar{1}3]$, com intensidade um pouco mais fraca. Observa-se, também, a presença da orientação $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$, em menor escala.

Observa-se que as três texturas têm, praticamente, o mesmo aspecto geral e orientações predominantes que distam não mais de 10° entre si. Embora elas se refiram a fases produto distintas, possuem as mesmas características básicas e podem representar a transformação da austenita, em geral.

Comparando as texturas produto experimentais (ccc) com as previstas, observa-se que todas apresentam as mesmas orientações principais, ou próximas a elas. Isto porque, conforme observado em vários trabalhos,¹³⁻¹⁵ os materiais *cfc* deformados que possuem como orientações principais $\{112\}\langle 111\rangle$ e $\{110\}\langle 112\rangle$, as orientações resultantes da transformação de fase, são $\{332\}\langle 113\rangle$ e $\{113\}\langle 110\rangle$, respectivamente.

CONCLUSÕES

1) As orientações $(113)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(332)[\bar{1}\bar{1}3]$ estão presentes nos três materiais produto analisados, mostrando a eficiência do programa na transformação das orientações $\{113\}\langle 332\rangle$ - $\{112\}\langle 111\rangle$, $\{110\}\langle 112\rangle$ e $\{112\}\langle 111\rangle$, presentes nas texturas do cobre, latão e alumínio respectivamente.

2) A atividade de deslizamento tem grande influência na transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ no cobre, pois, com um maior número de sistemas de deslizamento ativos, mais núcleos são gerados, e com isto a textura predita se torna mais realista.

3) O latão com 40% de redução poderia representar a textura da austenita, já que suas texturas produto resultantes foram as únicas que obtiveram texturas semelhantes às experimentais. Mais uma vez, o melhor resultado obtido foi para um maior número de sistemas de deslizamento ativos.

4) O alumínio experimental (com 40% de redução), conforme observado, não serviria para caracterizar a textura da austenita, pois a textura produto gerada diverge das texturas experimentais analisadas devido à presença de um pico na orientação (113)[0 $\bar{3}$ 1].

5) Comparando-se as texturas produto dos materiais estudados, observa-se que as principais características de uma textura ccc estão presentes.

6) No presente trabalho o material escolhido para caracterizar a textura da austenita foi o cobre laminado com redução de 40% e porcentagem da atividade de deslizamento de 5%, pois é a textura que mais se assemelha das texturas experimentais dos materiais cúbicos de corpo centrado apresentados, em termos qualitativos e quantitativos.

AGRADECIMENTOS

Ao CNPq pelo apoio financeiro necessário para a execução do presente trabalho.



REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 – LOPES, A. M. *Tese de Mestrado*. Instituto Militar de Engenharia, 1998.
- 2 – BUTRÓN-GUILLÉN, M. P., DA COSTA VIANA, C. S. e JONAS, J.J. *Metallurgical and Materials Transactions A*. p. 28, pp. 1755-1768, 1997.
- 3 – KURDJUMOV, G. e SACHS, G. Z. *Physik*. p. 64, p. 225, 1930.
- 4 – MICHALAK, J. T. E. C. *Bain Laboratory for Fundamental Research*. U. S. Steel Corp., Monroeville, Pa., em comunicação confidencial citada na referência 6.
- 5 – KING A. D. e BELL, T. *Metallurgical Transactions A*. p. 6, pp. 1419-1429, 1975.
- 6 – HU, H. *Transactions of The Metallurgical Society of AIME*. p. 233, pp. 1071-1075, 1965.
- 7 – FURUBAYASHI, E., MIYAJI, H. e NOBUKI, M. *Transaction ISIJ*. p. 27, pp. 513-519, 1987.
- 8 – MIYAJI, H. e FURUBAYASHI E. *Textures and Microstructures*. pp. 14-18, pp. 561-566, 1991.
- 9 – HOSFORD, W. F. *The Mechanics of Crystals and Textured Polycrystals*. Oxford University Press, pp. 56-84, 1993.
- 10 – BUTRÓN-GUILLÉN, M. P. *PhD Thesis*. McGill University, 1995.
- 11 – BATEMAN, R. *PhD Thesis*. University of Cambridge, 1980.
- 12 – DA COSTA VIANA, C. S., RIOS, P. R. e BRANDÃO, L. P. M. *Textures and Microstructures*. pp. 8-9, pp. 223-231, 1988.
- 13 – INAGAKI, H. *Proc. 6th Int. Conf. on Texture of Materials*. Tokyo, p. 1, pp. 149-163, 1981.
- 14 – RAY, R. K. e JONAS, J.J. *International Materials Reviews*. p. 35, p. 1, pp. 1-36, 1990.
- 15 – RAY, R. K, JONAS, J.J. BUTRÓN-GUILLÉN, M.P. e SAVOIE, J. *ISIJ International*. p. 34, p. 12, pp. 927-942, 1994.