

ESTUDO DA TRANSFORMAÇÃO ORDEM-DESORDEM NA LIGA Fe-Co-V ENCRUADA

A. A. Couto¹
P. I. Ferreira²

RESUMO



A transformação ordem-desordem foi investigada na liga Fe-Co-V (49-49-2 at%) inicialmente encruada (90% de redução em área) no intervalo 723K - 873K. As técnicas de difração de raios-X e microcopia eletrônica de transmissão foram utilizadas na caracterização do estado de ordem presente na liga. Da análise da cinética de ordenação determinou-se uma energia de ativação para o processo igual a 80 ± 12 KJ/Mol. Verificou-se que a transformação apresenta caráter descontínuo com nucleação preferencial da fase ordenada em bandas de escorregamento, resultando numa recristalização do material em temperaturas onde, normalmente, esta ocorreria em tempos bem maiores (recristalização induzida pela ordenação).

¹Eng. Metal., MSc, Depto de Metal. Nuclear, IPEN/CNEN/SP.

²Membro da ABM, MSc, PhD, Pesquisador do Depto de Processos Especiais, IPEN/CNEN/SP.

1. INTRODUÇÃO

A liga equiatômica de Ferro e Cobalto tem se constituído na base de um grande número de ligas ferromagnéticas para aplicações que exigem alta saturação e baixa permeabilidade magnéticas, especialmente em situações onde o espaço físico disponível para o dispositivo magnético é limitado [1,2,3]. Embora a liga binária FeCo apresente excelentes propriedades magnéticas moles, ela é extremamente frágil à temperatura ambiente, o que torna impraticável sua conformação mecânica nos formatos apropriados ao uso. Esta natureza frágil da liga tem sido atribuída ao desenvolvimento, em temperaturas inferiores a aproximadamente 730°C, de uma estrutura ordenada do tipo B2, tanto durante o resfriamento a partir de temperaturas elevadas como durante tratamentos térmicos. Uma adição de pequenas quantidades de Cr ou V ($\approx 2\%$) à liga equiatômica resulta em diminuição da fragilidade sem alterações notáveis nas propriedades magnéticas, permitindo seu uso generalizado.

A transformação ordem-desordem que ocorre nas ligas Fe-Co tem sido estudada de longa data devido à sua importância tecnológica. Eymery e outros [4,5,6] investigaram a ordenação das ligas Fe - 50%Co, Fe - 40%Co e FeCo-2%V de amostras previamente recristalizadas e desordenadas e analisaram a influência das temperaturas de têmpera e restauração, da pré-deformação e do teor de Vanádio na cinética. Verificaram que a ordenação se efetuava pelo desenvolvimento de zonas ordenadas, com características de transformação homogênea mas não propuseram interpretações mais aprofundadas.

Estudos básicos do processo de ordenação foram

realizados por Buckley e outros [1,7,9] em amostras inicialmente desordenadas e recristalizadas da liga equiatômica FeCo pura e dopada com até 2% de Vanádio. A cinética de ordenação e os micromecanismos envolvidos foram investigados num amplo intervalo de temperaturas. Verificaram que: para temperaturas superiores a 425°C a ordenação é contínua (homogênea) desenvolvendo-se numa estrutura de domínios antifase na forma de bolhas, sendo seguida pelo coalescimento destes domínios; em temperaturas inferiores a 510°C, ligas contendo menos que 1% de Vanádio se ordenam por meio de uma transformação descontínua (heterogênea) com nucleação preferencial em contornos de grão e crescimento ao longo de interfaces de alto ângulo; na região 425-510°C ambos os processos coexistem na liga FeCo pura. O Vanádio tem uma forte influência na mobilidade da interface ordem-desordem.

A ordenação e o crescimento dos domínios antifase na liga FeCo-2%V foi também motivo de investigações variadas, utilizando campo escuro de alta resolução em microscópio eletrônico de transmissão [10,11], medidas de resistividade elétrica [12] e difratometria de nêutrons [13]. Embora os estudos da transformação ordem-desordem sejam numerosos, eles se referem, na sua maioria, à evolução do processo em amostras previamente desordenadas e recristalizadas. O efeito da presença de um grau de encruamento nesta transformação foi objeto de um número limitado de trabalhos [4,14]. Buckley [9] observou na liga Fe-50Co-0,4Cr deformada 50% (redução em área), em temperaturas inferiores a 475°C, que a ordenação pode ocorrer descontinuamente com nucleação preferencial em bandas de cisalhamento, resultando numa recristalização do material (recristalização induzida pela ordem). Este efeito não é observado, entretanto, na liga FeCo-2%V encruada. O objetivo do

presente trabalho é investigar a transformação ordem-desordem na liga FeCo-2%V altamente encruada (90% R.A.).

2. MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

2.1. MATERIAL, TRATAMENTOS TÉRMICOS e MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO

O material utilizado neste trabalho foi a liga FeCo-2%V, com composição nominal de 49% de Ferro, 49% de Cobalto e 2% de Vanádio. Numa análise química feita em microsonda eletrônica, obteve-se a seguinte composição: 49,2% de Ferro, 48,6% de Cobalto e 2,2% de Vanádio. O material como recebido está na forma de chapas finas com espessura de 0,1 mm, altamente encruadas (aproximadamente 90% de redução em área). Os tratamentos térmicos de amostras foram realizados em um forno tubular em presença de Argônio. Os tratamentos térmicos foram interrompidos por resfriamento rápido em salmoura gelada.

As lâminas finas para observação em microscópio eletrônico de transmissão foram preparadas por dissolução eletrolítica à temperatura ambiente, utilizando-se um eletrólito composto de Ácido Fosfórico saturado com Óxido de Cromo e densidade de corrente de 15 A/cm², usando a técnica de janela. As lâminas finas preparadas foram examinadas em um microscópio eletrônico de transmissão, marca JEOL, modelo 200C, operando nas tensões de 150 e 200 KV.

2.2. DETERMINAÇÃO DO GRAU DE ORDEM A LONGA DISTÂNCIA S [14]

O grau de ordem a longa distância, S, foi determinado a

partir de difratogramas obtidos com o uso de um difratômetro de raios-X da marca Rigaku e radiação K α do Cobalto. A utilização da radiação CoK α produz um efeito de espalhamento anômalo necessário para aumentar as intensidades de difração das raia de superestrutura (estado ordenado). Isto é necessário devido às intensidades difratadas aumentarem com o aumento da diferença entre os fatores de espalhamento atômico de raio-X do Ferro e do Cobalto, e estes terem valores muito próximos, portanto, uma diferença quase nula. O efeito de espalhamento anômalo ocorre quando o comprimento de onda da radiação do tubo de raio-X, λ , é próximo da barreira de absorção, λ_k , de um dos elementos constituintes da liga analisada. A escolha da radiação CoK α é devida ao seu comprimento de onda ser próximo à barreira de absorção, λ_k do Ferro.

A determinação do grau de ordem a longa distância, S, é feita comparando-se os picos de difração da superestrutura (100) com o pico de difração fundamental (200). O pico de difração (200) foi medido, em preferência ao pico mais intenso (110), para minimizar possíveis efeitos de textura. O grau de ordem a longa distância, S, é dado por:

$$S^2 = R \frac{I(100)}{I(200)} \quad (1)$$

onde:

R: constante;

I (100): intensidade de difração da raia de superestrutura (100);

I (200): intensidade de difração da raia fundamental (200).

A constante R é determinada teoricamente para o caso do material completamente ordenado, ou seja, S = 1, portanto:

$$I^2 = R \frac{\bar{I}(100)}{\bar{I}(200)} \Rightarrow R = \frac{\bar{I}(200)}{\bar{I}(100)} \quad (2)$$

onde $\bar{I}(100)$ e $\bar{I}(200)$ representam as intensidades difratadas das raias de superestrutura e fundamental, respectivamente, no caso de 100% ordenado.

A intensidade do pico difratado é dado por:

$$I = |F|^2 \cdot p \cdot (LP) \cdot \exp(-2M) \cdot I_0 \quad (3)$$

onde:

I : intensidade do feixe difratado;

I_0 : intensidade do feixe de raio-X incidente;

F : fator de estrutura;

p : fator de multiplicidade;

LP: fator de Lorentz-Polarização.

$\exp(-2M)$: fator de temperatura.

Substituindo-se (3) em (2):

$$R = \frac{I(200)}{I(100)} = \frac{|F_{200}|^2 \cdot p_{200} \cdot LP(\theta_{200}) \cdot \exp(-2M) \cdot I_0}{|F_{100}|^2 \cdot p_{100} \cdot LP(\theta_{100}) \cdot \exp(-2M) \cdot I_0}$$

$$R = \frac{|F_{200}|^2 \cdot LP(\theta_{200})}{|F_{100}|^2 \cdot LP(\theta_{100})} \quad (4)$$

O fator de estrutura é dado por:

$$F_{hkl} = \sum_1^n f_n \cdot \exp[2\pi i(hu_n + kv_n + lw_n)] \quad (5)$$

onde:

f_n : fator de espalhamento atômico do átomo n;

(u_n, v_n, w_n) : coordenadas do átomo n na célula unitária.

Da equação (5):

$$F_{hkl} = \sum_1^n f_n \cdot [\cos 2\pi(hu_n + kv_n + lw_n) + i \sin 2\pi(hu_n + kv_n + lw_n)] \quad (6)$$

Para a estrutura ordenada em questão (B2), as coordenadas dos átomos de Ferro e de Cobalto são $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$ e $(0, 0, 0)$, portanto:

$$\begin{aligned} F_{100} &= f_{Co} [\cos 2\pi(1.0 + 0.0 + 0.0) + \\ &+ i \sin 2\pi(1.0 + 0.0 + 0.0)] + \\ &+ f_{Fe} [\cos 2\pi(1.\frac{1}{2} + 0.\frac{1}{2} + 0.\frac{1}{2}) + \\ &+ i \sin 2\pi(1.\frac{1}{2} + 0.\frac{1}{2} + 0.\frac{1}{2})]. \end{aligned}$$

$$F_{100} = f_{Co} - f_{Fe} \quad (7)$$

$$\begin{aligned} F_{200} &= f_{Co} [\cos 2\pi(2.0 + 0.0 + 0.0) + \\ &+ i \sin 2\pi(2.0 + 0.0 + 0.0)] + \\ &+ f_{Fe} [\cos 2\pi(2.\frac{1}{2} + 0.\frac{1}{2} + 0.\frac{1}{2}) + \\ &+ i \sin 2\pi(2.\frac{1}{2} + 0.\frac{1}{2} + 0.\frac{1}{2})]. \end{aligned}$$

$$F_{200} = f_{Co} + f_{Fe} \quad (8)$$

O fator de espalhamento atômico é encontrado em tabelas em função de $\frac{\sin \theta_{hkl}}{\lambda}$, onde λ é o comprimento de onda da radiação X incidente e θ_{hkl} o ângulo de difração para o plano (h, k, l) . Para a liga FeCo equiatômica, $\theta_{100} = 18,24^\circ$ e $\theta_{200} = 38,77^\circ$. Portanto, da tabela:

$$f_{Co}(100) = 20,87;$$

$$f_{Fe}(100) = 19,95;$$

$$f_{Co}(200) = 15,20;$$

$$f_{Fe}(200) = 14,45.$$

A anomalia nos fatores de espalhamento atômico é levada em consideração por meio de uma correção Δf nos fatores de espalhamento. A variação da correção Δf com a razão λ/λ_k é mostrada na figura 1. Como $\lambda(\text{Co K}\alpha) = 1,789\text{\AA}$, $\lambda_k(\text{Co}) = 1,608\text{\AA}$ e $\lambda_k(\text{Fe}) = 1,743\text{\AA}$; logo:

$$\frac{\lambda(\text{Co K}\alpha)}{\lambda_k(\text{Co})} = \frac{1,789}{1,608} = 1,113 \text{ e } \frac{\lambda(\text{Co K}\alpha)}{\lambda_k(\text{Fe})} = \frac{1,789}{1,743} = 1,026$$

Levando estes valores para a figura 1, obtêm-se os fatores de espalhamento atômico corrigidos:

$$f_{\text{Co}}^*(100) = f_{\text{Co}}(100) + \Delta f_{\text{Co}} = 20,87 + (-2,7) = 18,17$$

$$f_{\text{Fe}}^*(100) = f_{\text{Fe}}(100) + \Delta f_{\text{Fe}} = 19,95 + (-3,8) = 16,15$$

$$f_{\text{Co}}^*(200) = f_{\text{Co}}(200) + \Delta f_{\text{Co}} = 15,20 + (-2,7) = 12,50$$

$$f_{\text{Fe}}^*(200) = f_{\text{Fe}}(200) + \Delta f_{\text{Fe}} = 14,45 + (-3,8) = 10,65$$

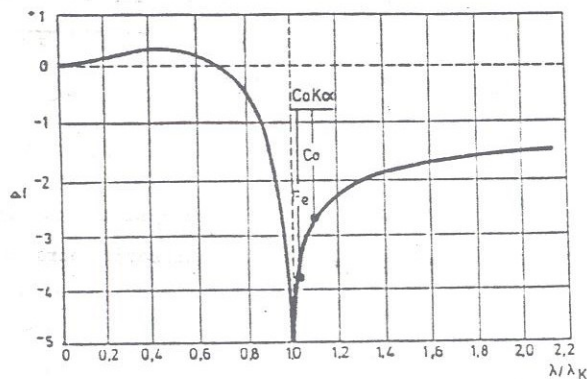


Figura 1: Variação da correção do fator de espalhamento Δf com λ/λ_k . Os dois pontos na curva mostram as correções para o espalhamento da radiação $\text{CoK}\alpha$ dos átomos de Ferro e Cobalto.

O fator de Lorentz-Polarização é determinado pela seguinte expressão:

$$LP(\theta_{hkl}) = \frac{(1 + \cos^2 2\theta_{hkl})}{\sin^2 \theta_{hkl} \cdot \cos \theta_{hkl}} \quad (9)$$

Então,

$$LP(\theta_{100}) = \frac{(1 + \cos^2 36,48^\circ)}{\sin^2 18,24^\circ \cdot \cos 18,24^\circ} = 17,696$$

$$LP(\theta_{200}) = \frac{(1 + \cos^2 77,54^\circ)}{\sin^2 38,77^\circ \cdot \cos 38,77^\circ} = 3,423$$

Portanto, substituindo-se os valores na equação (4), obtêm-se:

$$R = \frac{|f_{\text{Co}}^* + f_{\text{Fe}}^*|^2 \cdot LP(\theta_{200})}{|f_{\text{Co}}^* - f_{\text{Fe}}^*|^2 \cdot LP(\theta_{100})}$$

$$\text{Logo, } R = \frac{|12,50 + 10,65|^2 \cdot (3,423)}{|18,17 - 16,15|^2 \cdot (17,696)} = 25,3$$

A determinação de um grau de ordem a longa distância qualquer, S , em uma amostra de liga $\text{FeCo-2}\%$, será dada pela raiz quadrada da razão entre a intensidade de difração da superestrutura, $I(100)$, e a intensidade de difração fundamental, $I(200)$, obtidas experimentalmente, e multiplicada pela raiz quadrada da constante R , ou seja:

$$S = 5,0 \sqrt{\frac{I(100)}{I(200)}} \quad (10)$$

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. VALORES DE EQUILÍBRIO DO GRAU DE ORDEM S

Na tabela I são apresentados os valores absolutos do grau de ordem de equilíbrio, S_e , obtidos segundo o procedimento descrito no item 2.2, de amostras inicialmente encruadas submetidas a tratamentos térmicos nas temperaturas 450, 500, 550 e 600°C. Os valores de equilíbrio do grau de ordem a longa distância obtidos experimentalmente, se situam entre 0,70 e 0,92. Entretanto, os resultados estão sujeitos a imprecisões devido à dificuldade de delineamento do pico de difração de superestrutura (100). Este fato implica em imprecisões no cálculo da área sob o pico de difração (I_{100}), que acabam sendo mais pronunciadas em tempos de tratamento térmico mais curtos, ou seja, no início da cinética de ordenação.

Na tabela I são também comparados os valores do grau de ordem de equilíbrio obtidos experimentalmente por vários autores com aqueles previstos teoricamente. De um modo geral, os valores encontrados para S_e , estão bem próximos de alguns dos valores teóricos e experimentais encontrados na literatura. Nota-se, entretanto, na tabela I, uma grande disparidade dos valores de grau de ordem de equilíbrio, tanto experimentais como teóricos. Estas diferenças entre os diversos resultados experimentais e teóricos devem estar, provavelmente, associados às diferenças de composição (teor de Vanádio) das ligas investigadas, assim como do procedimento experimental utilizado na determinação do grau de ordem.

Tabela I. Valores do grau de ordem de equilíbrio, S_e , obtidos por diversos autores.

REFERÊNCIA	COMP	T(°C)	S_e (exp)	S_e (teo)	PROCEDIMENTO DE MEDIDA
Presente trabalho	2,0%V	450	0,92		Difr. R-X
" "	"	500	0,87		" "
" "	"	550	0,82		" "
" "	"	600	0,70		" "
Smith e Rawlings [13]	1,8%V	480	0,80		Difr. Neutron
" "	"	500	0,80		" "
Eymery e outros [6]	2,0%V	480	0,81		Difr. R-X
Stoloff e Davies [15]	2,0%V	500	0,92		" "
" "	"	550	0,92		" "
" "	"	600	0,85		" "
Clegg e Buckley [1]	2,5%V	480	0,94		Calor Espec.
" "	"	500	0,92		" "
" "	"	550	0,84		" "
" "	"	600	0,74		" "
Bragg e Williams [16]	Fe-Co	480		0,77	
" "	"	500		0,74	
" "	"	550		0,64	
" "	"	600		0,56	
Bethe [17]	Fe-Co	480		0,81	
Cowley [18]	Fe-Co	480		0,86	
" "	"	500		0,85	
" "	"	550		0,84	
" "	"	600		0,79	
Dienes [19]	Fe-Co	480		0,91	
" "	"	500		0,91	
" "	"	550		0,91	
" "	"	600		0,85	

3.2 CINÉTICA DE ORDENAÇÃO

Na figura 2 são apresentados os dados obtidos para a razão, S/S_{max} , entre o parâmetro de ordem medido após um

tratamento térmico de duração t e o valor máximo observado, numa mesma temperatura. As curvas da figura 2 apresentam um comportamento típico das cinéticas de transformação ordem-desordem. Nesta figura também estão incluídos os dados obtidos para uma liga FeCo-2,5%V, inicialmente desordenada e recozida, tratadas a 550 e 600°C, publicados por Clegg e Buckley [1].

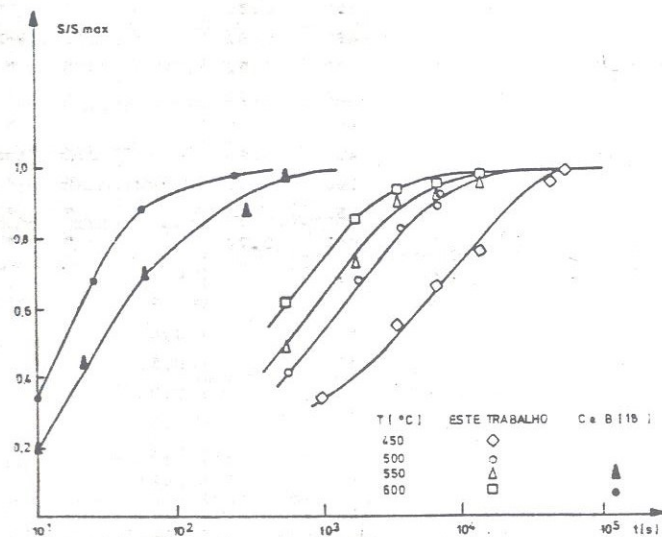


Figura 2: Valores da fração transformada (ordenada) S/S_{max} em função do tempo de tratamento térmico para as temperaturas de 450, 500, 550 e 600°C.

Os resultados obtidos neste trabalho na faixa de temperaturas de 450 a 600°C, quanto comparados com os publicados por Clegg e Buckley [1], indicam um sensível retardamento do processo de ordenação no caso de amostras altamente encruadas. Por exemplo, o tempo envolvido para se atingir um grau de ordem S/S_{max} de 0,7 à temperatura de 600°C é de $1,5 \times 10^1$ s para a liga

inicialmente recozida e desordenada, enquanto que para liga altamente encruada (90% R.A.) é igual $8,7 \times 10^2$ s. Um retardamento da cinética de ordenação foi também observado por Smith e Rawlings [13] em amostras previamente encruadas com graus de encruamento de 25,50 e 75%. Eymery e outros [6], entretanto, verificaram que um trabalho a frio de 10 e 20% acelera a cinética de ordenação no seu estágio inicial e retarda o processo para tempos próximos de seu final ($S/S_{max} > 0,8$).

O efeito do trabalho a frio sobre a cinética de ordenação observado por Eymery e outros [6], pode ser explicado em função destes autores trabalharem com amostras de 1mm de espessura. Segundo o observado por Clegg e Buckley [1], amostras com espessuras superiores a 0,7mm não poderiam ser completamente desordenadas por meio de têmpera em salmoura gelada. Smith e Rawlings [13] confirmaram esta observação, obtendo um grau de ordem de 0,3 para amostras com espessura de 1mm. Isto significa que o estado inicial das amostras de Eymery e outros não era, provavelmente, totalmente desordenado. O observado por Eymery pode ser decorrência da existência de núcleos ordenados inicialmente no material, facilitando a ordenação no início e retardando no final do processo.

A determinação da energia de ativação para o processo de ordenação foi feita com uso da equação de Avrami, com a fração transformada sendo representada pela razão S/S_{max} :

$$\frac{S}{S_{max}} = 1 - \exp(-Kt^n)$$

onde:

- S/S_{max} é a fração transformada;
- t é o tempo para se atingir uma fração transformada, S/S_{max} , numa determinada temperatura;

- n é um parâmetro de ajuste;
- $K = K_0 \exp[-Q_0/(RT)]$, onde:
 - Q_0 é a energia de ativação para a ordenação;
 - R é a constante dos gases;
 - T é a temperatura de tratamento térmico.

O valor de n foi determinado pelo coeficiente angular das retas $\ln[-\ln(1 - S/S_{max})]$ em função de $\ln t$. Os resultados obtidos para n nas temperaturas 450, 500, 550 e 600°C variam de 0,8 a 1,1, portanto, utilizou-se $n=1$. Desta forma, a energia de ativação para a ordenação, Q_0 , é determinada utilizando-se a equação de Arrhenius, como mostrado abaixo:

$$t^n = \frac{A}{K_0} \exp\left(\frac{Q_0}{R.T}\right) \Rightarrow \ln t = \frac{1}{n} \left[\ln \frac{A}{K_0} + \frac{Q_0}{R.T} \right]$$

onde:

- A e K_0 são constantes;

Neste procedimento, o $\ln t$ é colocado num gráfico em função de $1/T$, para S/S_{max} constante, resultando numa reta de coeficiente angular igual Q_0/RT . Os valores de S/S_{max} utilizados na construção das retas foram 0,6, 0,7, 0,8 e 0,9. Adotando-se este procedimento, determinou-se um valor de energia de ativação para a ordenação, Q_0 , de 80 ± 12 KJ/mol.

3.3. ANÁLISE MICROESTRUTURAL

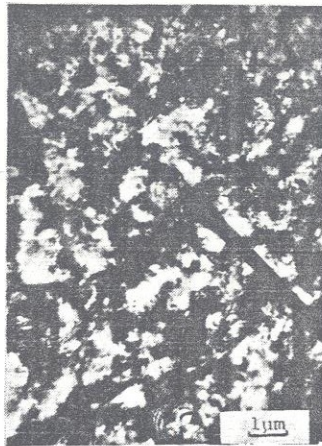
A evolução da microestrutura das amostras tratadas a 550°C por 6×10^2 s (10min), $3,6 \times 10^3$ s (1 hora), $7,2 \times 10^3$ s (2 horas) e $7,2 \times 10^4$ s (20 horas) é apresentada nas micrografias da

figura 3. A microestrutura da amostra após 10 min de tratamento térmico (fig.3a) caracteriza-se pela presença de uma elevada densidade de discordâncias; pequenas células livres de discordâncias estão começando a se desenvolver. Após uma hora de tratamento térmico (figura 3b) a estrutura de discordâncias já apresenta uma certa recuperação (células incipientes) e núcleos de recristalização se formando. Decorridas 20 horas de tratamento térmico a 550°C (figura 3d), a recuperação está praticamente terminada e a microestrutura se caracteriza pela presença de células em algumas áreas da amostra e de grãos finos (0,6 a 0,8 μ m) em outras. Nota-se também a presença de precipitados Co_3V [2] com tamanho aproximado variando de 0,03 a 0,12 μ m.

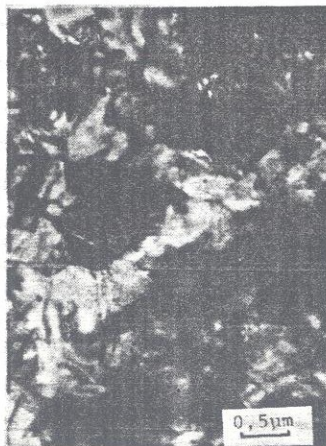
A micrografia em campo escuro feita com parte do primeiro anel do padrão da figura 3a é mostrada na figura 4a, evidenciando a presença de bandas de cisalhamento, onde ocorre a nucleação de novos grãos. Como o campo escuro é feito com parte do primeiro anel, nem todos os núcleos são visíveis. Em um destes núcleos visíveis foi feito um padrão de difração que é apresentado na figura 4b. A indexação deste padrão de difração, mostrada na figura 4c, indica que estes núcleos são regiões com estrutura ordenada do tipo B2. Estes pequenos grãos ordenados, mostrados na figura 4a, apresentam uma baixa densidade de discordâncias no seu interior, têm tamanho inferior a 0,5 μ m e são separados por contornos de alto ângulo, que pode ser confirmado pelo aspecto policristalino da figura de difração. No interior de alguns dos grãos ordenados, observados em campo escuro, ocasionalmente pode ser visto o contraste característico dos contornos antifase. Isto indica que estes novos grãos recristalizados e ordenados consistem de um arranjo de domínios antifase colunares de tamanho aproximado de 150 Å.



(a)



(b)

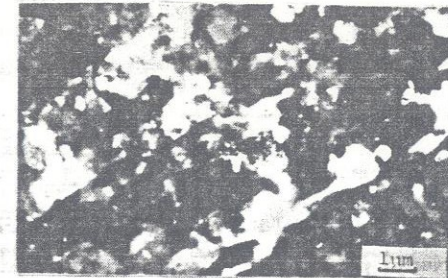


(c)

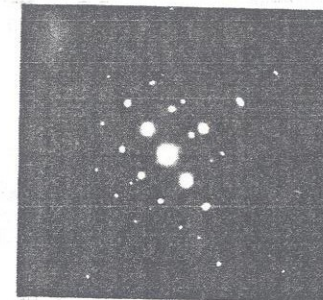


(d)

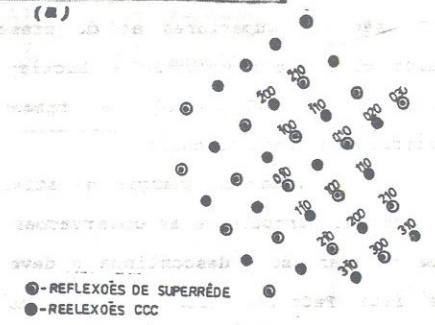
Figura 3: Micrografia típica da amostra tratada termicamente a 550°C : a) 10 min; b) 1 hora; c) 2 horas; d) 20 horas.



(a)



(b)



(c)

Figura 4: (a) Micrografia em campo escuro feita com parte do primeiro anel do padrão de difração eletrônica da figura 3a. (b) Padrão de difração de um dos núcleos visíveis em campo escuro. (c) Indexação deste padrão de difração.

O surgimento destes novos grãos, livres de deformação e ordenados, é essencialmente o resultado de um processo de recristalização que se desenvolve em temperaturas inferiores às observadas na recristalização convencional. Trata-se, isto sim, de uma recristalização induzida pela ordenação do material encruado. A recristalização induzida pela ordenação de um material encruado já foi observada, na liga FeCo-0,4\%Cr , por Rajkovic e Buckley [9]. O material estudado por estes autores tinha um grau de encruamento de 50% e a recristalização induzida por ordenação ocorria

na faixa de temperaturas entre 250 e 475°C. Entretanto, este tipo de fenômeno não tinha sido observado, até o presente, na liga FeCo-2%V.

Na tabela II são comparados alguns valores de energia de ativação para a ordenação, obtidos na literatura, com o valor determinado neste trabalho. Nota-se que os valores obtidos de energia de ativação por Eymery e outros [6] e Smith e Rawlings [13] são bem superiores ao do presente trabalho. Entretanto o valor obtido por Rajkovic e Buckley [9], no caso de ordenação descontínua, 105 KJ/mol, é razoavelmente próximo do valor determinado neste trabalho.

O valor de energia de ativação para a ordenação obtida no presente trabalho e as observações da microestrutura evidenciam que a ordenação é descontínua e deve favorecer a recristalização na liga FeCo-2%V altamente encruada (90% R.A.). Buckley [8] observou, para a liga FeCo-0,4%Cr encruada 50%, que a recristalização induzida por ordem ocorre na mesma região de temperatura onde na liga FeCo se observa uma ordenação descontínua comandada por movimento de interface. Buckley, contudo, não observou a recristalização induzida por ordem na liga FeCo-2%V. No caso do presente trabalho, o desenvolvimento da recristalização induzida por ordem, na liga FeCo-2%V, está provavelmente associado ao elevado grau de encruamento (90% R.A.). A nucleação, no presente trabalho, ocorre preferencialmente nas bandas de cisalhamento. A energia de ativação é da ordem da metade da energia para autodifusão do Ferro e do Cobalto na liga e parece indicar um mecanismo onde o transporte atômico se dá preferencialmente via difusão em canal ("pipe diffusion") ou difusão em contorno de grão ("grain boundary diffusion").

Tabela II. Valores de energia de ativação para a ordenação obtidos por diversos autores.

AUTOR	Q (KJ/MOL)	CONDIÇÃO INICIAL
Eymery e outros [6]	250	- recozido
Smith e Rawlings [13]	241	- encruado 25, 50 e 75%
Clegg e Buckley [1]	160	- recozido
Rajkovic e Buckley [9] ordenação contínua	170	- recozido
Rajkovic e Buckley [9] ordenação descontínua	105	- recozido
Presente trabalho	80±12	- encruado = 90%

4. CONCLUSÕES

A investigação da transformação ordem-desordem na liga FeCo-2%V inicialmente encruada (90% de redução em área) no intervalo de temperaturas 450-600°C, realizado neste trabalho permitiu as seguintes conclusões:

- a energia de ativação do processo é igual a 80±12 KJ/Mol.
- a transformação apresenta um caráter descontínuo com nucleação preferencial da fase ordenada em bandas de cisalhamento.
- a ordenação da liga encruada favorece o desenvolvimento de regiões recristalizadas em temperaturas onde a cinética de recristalização convencional é extremamente lenta.

ABSTRACT

The effects of a high degree of cold work (90% R.A.) on the order-disorder transformation occurring in FeCoV (49-49-2 at %) alloy has been investigated for temperatures belonging to the 723-873 K range. X-Ray diffraction and transmission electron

microscopy have been used to characterize the degree of order present in the alloy. An activation energy for the ordering process equal to 80:12 KJ/Mol has been determined. The ordering transformation in the cold worked alloy presents a discontinuous character with the slip bands working as preferential sites for nucleation. In this range of temperature recrystallization is induced by the ordering.

REFERÊNCIAS

01. C. W. CHEN; J. App. Phys. Suppl., 32 (1961) 348S.
02. A. A. COUTO e P. I. FERREIRA; J. Mater. Eng., 11 (1989)31.
03. D. W. CLEGG e R. A. BUCKLEY; Met. Sci. J., 7 (1973) 48.
04. P. GROSBAS, J. P. EYMERY e P. MOINE; Acta Metall., 24 (1976)
05. J. P. EYMERY, P. GROSBAS E P. MOINE; Rev. Phys. App. 8 (1973)139
06. J. P. EYMERY, P. GROSBAS E P. MOINE; Phys. Status Sol (a) 21 (1974) 517.
07. R. A. BUCKLEY; Met. Sci. J., 9 (1975) 243.
08. R. A. BUCKLEY; Met. Sci. J., 13 (1979) 67.
09. M. RAJKOVIC e R. A. BUCKLEY; Met. Sci. J., 1 (1981) 21.
10. J. A. ROGERS, H. M. FLOWER e R. D. RAWLINGS; Met. Sci., 9 (1975) 32.
11. J. A. ASHBY, H. M. FLOWER e R. D. RAWLINGS; Met. Sci. 11 (1977) 91.
12. J. A. ASHBY, H. M. FLOWER e R. D. RAWLINGS; Phys. Stat. Sol. (a) 47 (1978) 407.
13. A. W. SMITH E R. D. RAWLINGS; Phys. Stat. Sol. (a) 34 (1976) 117.
14. B. D. CULLITY; Elements of X-Ray Diffraction, Addison-Wesley Publishing Company, Inc., Cap. 13, 383.
15. N. S. STOLOFF e R. G. DAVIES; Acta Met 12 (1964) 473.
16. W. L. BRAGG e WILLIAMS; Proc. Royal Soc. A 151 (1935) 540.
17. H. BETHE; Proc. Roy. Soc., A 150 (1935) 552.
18. J. COWLEY; Phys. Rev. 77 (1950) 669.
19. G. J. DIENES; Acta Met. 3 (1955) 544.