

Abstract:

Cu-Zn-Al and Cu-Al-Ni alloys with shape memory effect were tested in matrix phase (δ) in many temperatures ($T > A_f$) for obtaining couples of points (σ_A, T_A). σ_A is the tension in which the matrix phase is induced to a new martensitic phase in the testing temperature. The $\sigma \times T$ diagram suggests a straight-line that in its interception with T axis furnishes the M_s temperature of the testing alloy, experimental values are compatibles with the ones in the literature and obtained by DSC.

INVESTIGAÇÃO DA CINÉTICA DE PRECIPITAÇÃO DA FASE γ_2
NA LIGA FeCo-2ZV ENCRUADA

P. I. Ferreira¹

A. A. Couto²



RESUMO

Medidas de microdureza conjugadas com observações por microscopia eletrônica de transmissão de réplicas de extração e de lâminas finas, foram utilizadas na investigação da cinética de precipitação da fase γ_2 em uma liga FeCo-2%V altamente encruada (90% de redução em área), em temperaturas pertencentes à faixa de 723 - 873 K. Verificou-se que o precipitado γ_2 apresenta uma estrutura Ll_2 , provavelmente com parâmetro de rede igual a 3,56 Å e composição Co_3V . A análise da cinética de precipitação com emprêgo da equação de Avrami permitiu determinar uma energia de ativação igual a (75±10) KJ/Mol. Os resultados são comparados com os disponíveis na literatura para a liga com graus de encruamento inferiores e discutidos.

¹Membro da ABM, MSc, PhD, Pesquisador do Depto de Processos Especiais, IPEN/CNEN/SP.

²Eng. Metal., MSc, Depto de Metal. Nuclear, IPEN/CNEN/SP.

45º Cong. ABM, Rio de Janeiro

1. Introdução

A liga Fe-Co-V (49-49-2% at) é um material com excelentes propriedades magnéticas empregado, em geral, em engenharia de comunicações e em aplicações de potência. Devido a esta importância tecnológica, as transformações de fase que ocorrem nesta liga e seus efeitos sobre as propriedades físicas do material, têm sido amplamente investigados [1,2]. Investigações prévias demonstraram que, em temperaturas superiores a 950°C, a fase estável notada γ_1 , tem estrutura cúbica de face centrada [3]. No resfriamento de equilíbrio, ocorre a transformação da fase γ_1 para a fase cúbica de corpo centrado, denominada α_1 [4,5,6]. Na faixa de temperaturas compreendidas entre 850 e 950°C aproximadamente, há a coexistência em equilíbrio das fases γ_1 e α_1 [7]. Abaixo de 710°C, aproximadamente, a fase α_1 ordena-se, resultando numa nova fase com estrutura cristalina do tipo B2, chamada α_2 [4,8,9,10,11,12]. Esta transformação pode ser inibida por um rápido resfriamento na liga a partir de temperaturas onde α_1 é estável. No resfriamento rápido a partir da fase γ_1 até a temperatura ambiente, ocorre uma transformação martensítica para a fase usualmente notada α'_1 [3,13]. No envelhecimento em temperaturas inferiores à temperatura crítica de transição ordem-desordem, pode ocorrer a precipitação de uma fase não magnética rica em Vanádio, notada γ_2 [6,7,13,14,15] e a ordenação da fase metaestável α_1 .

Os resultados de investigações da precipitação da fase γ_2 em temperaturas inferiores a 600°C indicam que, no material na condição recristalizado, a nucleação desta fase acontece tanto no contorno de grão (mais intensa), como intragranularmente. Neste

último caso, os núcleos distribuem-se uniformemente no interior dos grãos a partir de uma segregação inicial do Vanádio para os contornos dos domínios antifase. Por outro lado, quando a liga está numa condição encruada, a nucleação da fase γ_2 ocorre de modo preferencial em discordâncias intragranulares [7]. Entretanto, no caso de material encruado, pouco se sabe sobre os efeitos de um alto grau de deformação na cinética da precipitação de γ_2 .

A composição química do precipitado γ_2 tem sido indenticada como sendo do tipo Co_3V , podendo este composto conter, em solução, uma certa quantidade de Ferro [15,16]. Já, no que concerne à estrutura cristalina do precipitado, alguns autores identificam-na como sendo cúbica de face centrada [13,18] enquanto que em outros trabalhos [7,14,17] ela é citada como sendo ordenada do tipo Ll_2 .

O presente trabalho objetiva investigar a influência de um alto grau de encruamento (90% de redução em área) na cinética de precipitação da fase γ_2 , assim como buscar mais informações sobre a estrutura cristalina do precipitado, que permitam contribuir para a solução do impasse existente na literatura.

2. Materiais e Métodos Experimentais

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 para ensaios de tração, microdureza e para a caracterização microestrutural foram feitos num forno tubular vertical, em atmosfera de Argônio U. Ao final do tratamento térmico as amostras foram resfriadas em salmoura gelada ($\approx 0^\circ\text{C}$) sob taxa aproximada de 10^6 k/h.

As amostras para medidas de microdureza foram preparadas pelo método convencional de lixamento e polimento em Óxidos de Cromo e Alumínio. As medidas de microdureza foram realizadas num aparelho OTTO-WOLPERT, com indentador Vickers, força aplicada de 100 gf e tempo de aplicação da força de 15s. Os valores de microdureza foram baseados na média de oito impressões.

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/cm^2 , usando a técnica de janela. As réplicas de extração de precipitados foram preparadas utilizando-se um polimento eletrolítico com o mesmo eletrólito anterior, seguido de ataque químico com Nital a 10%, deposição de filme de Carbono na superfície atacada e novamente ataque químico com Nital para extração do filme contendo os precipitados [19]. As lâminas finas e as réplicas por extração foram examinadas em um microscópio eletrônico de transmissão, marca JEOL, modelo 200C, operando nas tensões de 150 e 200 KV.

3. Resultados e Discussão

Na figura 1 são apresentados os resultados obtidos para a microdureza, medida na temperatura ambiente, de amostras

altamente encruadas (aproximadamente 90% de redução em área), submetidas a tratamentos térmicos isócronos de duas horas, na faixa de temperaturas de 400 a 850°C e resfriadas em salmoura gelada. Os resultados de microdureza de amostras de FeCo-2%V, altamente encruadas (90% de trabalho a frio), tratadas termicamente por uma hora, publicados por Josso [20], estão incluídos nesta figura. Os resultados deste trabalho evidenciam que há um acréscimo na microdureza de 400 Kgf/mm^2 na situação encruada para 570 Kgf/mm^2 em temperaturas de tratamento térmico ao redor de 550°C e um forte decréscimo para 250 Kgf/mm^2 em temperaturas mais elevadas. Os perfis das curvas da figura 10 referentes a este trabalho e as publicadas por Josso são similares. As diferenças nos valores absolutos de microdureza nos dois trabalhos se devem à diferença no tempo de tratamento térmico e, provavelmente, às ligeiras diferenças nos graus de encruamento inicial das amostras e nas composições químicas.

Em trabalhos anteriores [2, 21], os presentes autores verificaram que o endurecimento observado, associado ao máximo de microdureza em temperaturas próximas de 550°C , é devido principalmente à precipitação da fase γ_2 , e o amolecimento após tratamentos em temperaturas superiores tem sua origem na recuperação e/ou recristalização do material.

3.1 CINÉTICA DE PRECIPITAÇÃO DA FASE γ_2

A precipitação da fase γ_2 foi investigada acompanhando-se a evolução da microdureza e da microestrutura da amostra, inicialmente encruada após tratamentos isotérmicos. Estes tratamentos foram executados nas temperaturas de 450, 500, 550 e

600°C e com tempos variando de 10 s a 20 hs. Os resultados de microdureza são apresentados na figura 2, mostrando um endurecimento mecânico para tempos curtos de tratamento térmico em todas as temperaturas analisadas, em decorrência da precipitação da fase γ_2 . Em tempos de tratamento térmico mais longos, há um decréscimo acentuado de microdureza para a temperatura de 600°C devido, provavelmente, à ação conjugada da recuperação, recristalização e coalescimento dos precipitados. Em temperaturas de tratamento térmico de 450, 500 e 550°C, o decréscimo de microdureza é mais brando para tempos mais longos de tratamento.

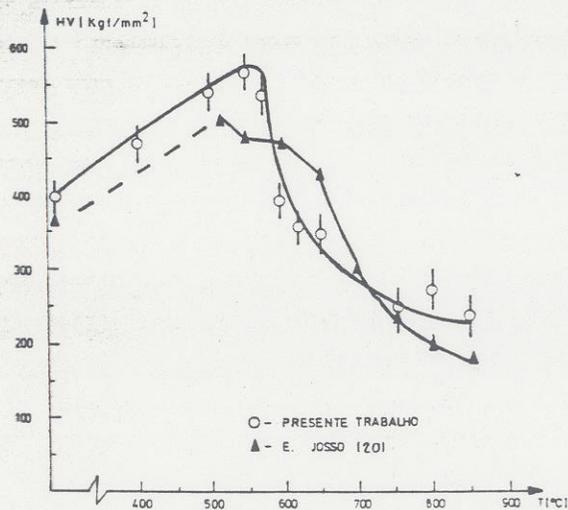


Figura 1 : Microdureza Vickers da liga FeCo-2Zr, inicialmente laminada a frio (90% R.A.), em função da temperatura de tratamento térmico.

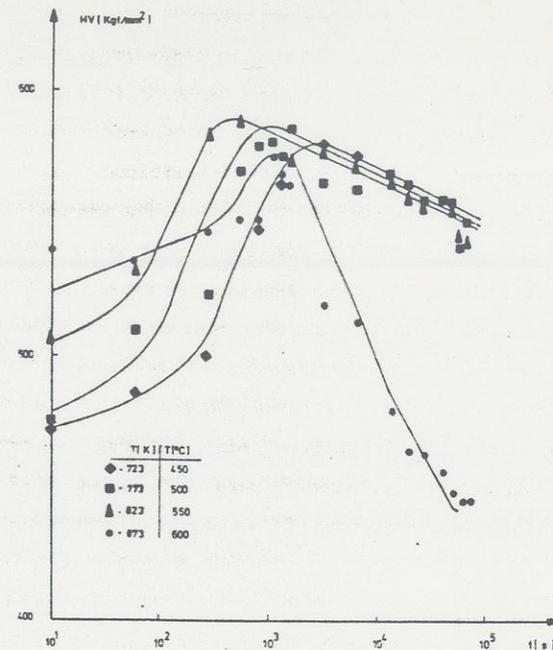


Figura 2 :Variação das medidas de microdureza em função do tempo de tratamento térmico nas temperaturas de 450, 500, 550 e 600°C.

Os tempos de tratamento térmico necessários para se atingir o máximo valor de microdureza para temperatura de 450, 500, 550 e 600°C são aproximadamente $3,6 \times 10^3$ s (1h), $1,2 \times 10^3$ s (20 min), $4,2 \times 10^2$ s (7 min) e $1,2 \times 10^3$ s (20 min), respectivamente. Os tempos envolvidos para se atingir os máximos valores de microdureza, obtidos neste trabalho, podem ser usados na construção de um diagrama TTT para a precipitação da fase γ_2 , como apresentado na figura 3. Neste diagrama estão também incluídos as

curvas obtidas por Ashby e outros [7], representando o início da precipitação intragranular para o material recozido e desordenado, e para o material encruado, com redução em área de 25 e 50%. As curvas apresentadas por Ashby foram obtidas a partir do acompanhamento da precipitação por meio de observações da microestrutura por Microscopia Eletrônica de Transmissão. A figura ilustra claramente que as curvas TTT do material encruado têm forma similar à do material recozido e desordenado, mas deslocadas para tempos menores. Por exemplo, Ashby e outros observaram que a "ponta do nariz" da curva do material recozido e desordenado envolve um tempo de tratamento de 5×10^5 s (≈ 140 hs) para o início da precipitação, enquanto que neste trabalho, para um grau de encruamento de 90%, o tempo de tratamento para o término da precipitação (máximo valor de microdureza) é de aproximadamente 4×10^2 s (7 min).

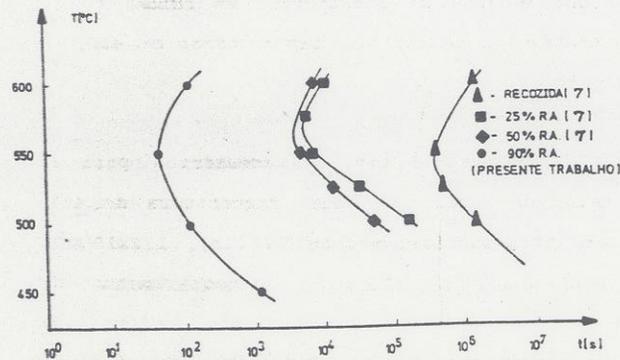


Figura 3 :Curvas TTT para a precipitação da fase γ_2 na liga FeCo-2%V recozida e encruada.

Comparando-se as curvas da figura 2, obtidas para os graus de encruamento de 90% (presente trabalho) e 25 e 50% (Ashby), fica evidente que quanto maior o grau de deformação a que foi submetido o material, mais rápida será a cinética de precipitação. O fato das curvas correspondentes a 25 e 50% de encruamento, obtidas por Ashby e outros, estarem pouco espaçadas com relação à curva obtida neste trabalho, para o grau de encruamento de 90%, poderia ser atribuído à precisão da técnica utilizada na construção das curvas. Ashby e outros, como citado anteriormente, levantaram as curvas TTT a partir da observação da precipitação por Microscopia Eletrônica de Transmissão. A experiência adquirida neste trabalho evidenciou que quanto maior o grau de deformação sofrido pelo material, maior será a dificuldade de se observar os precipitados devido à elevada densidade de discordâncias presente e ao magnetismo da amostra. É bem possível que a precipitação de γ_2 esteja ocorrendo em tempos muito menores do que os indicados pela curva TTT de Ashby, devido às dificuldades com a observação por Microscopia Eletrônica de Transmissão destas amostras. Neste aspecto, o acompanhamento da precipitação a partir de uma propriedade que é sensível à transformação, neste caso a microdureza, conjugada com observações da microestrutura por Microscopia Eletrônica de Transmissão, usando tanto lâminas finas como réplicas de extração, é um procedimento mais seguro no que diz respeito à existência ou não do precipitado.

Nas cinéticas de um grande número de transformações de fase assume-se uma relação linear entre a transformação e a propriedade que lhe é sensível. Nestes casos [23], as cinéticas podem ser analisadas com o uso da equação de Avrami,

$$1 - f = \exp(-Kt^n)$$

onde:

- f é a fração precipitada, representada, neste caso, pela razão $\frac{H_t - H_{\min}}{H_{\max} - H_{\min}}$, com H_t sendo o valor de microdureza num tempo t de tratamento térmico, e H_{\min} e H_{\max} o valor mínimo e máximo de microdureza, respectivamente;
- t_f é o tempo para se atingir uma fração precipitada f numa determinada temperatura T ;
- n é um parâmetro de ajuste;
- $K = K_0 \exp[-Q_p/(RT)]$, onde:
 - Q_p é a energia de ativação para a precipitação;
 - R é a constante dos gases;
 - T é a temperatura de tratamento térmico.

A fração precipitada f em função do tempo de tratamento térmico é mostrada na figura 4. O valor de n foi determinado por meio do coeficiente angular das retas de $\ln[-\ln(1-f)]$ em função de $\ln t_f$. Os resultados de n obtidos indicam para um valor igual a 0,5. Desta forma, a energia de ativação para a precipitação, Q_p , é determinada utilizando-se a equação de Arrhenius, como mostrado abaixo:

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

onde:

- A e K_0 são constantes;

O procedimento para determinação da energia de ativação é feito colocando-se num gráfico $\ln t_f$ em função de $1/T$, resultando numa reta de coeficiente angular igual a $Q_p/n.R$. Os valores de f utilizados na construção destas retas foram 0,4, 0,5,

e 0,6. Entretanto os resultados estão sujeitos a imprecisões pelo fato de apenas três temperaturas terem sido utilizadas (450, 500 e 550°C). Adotando-se este procedimento, determinou-se um valor de energia de ativação para a precipitação, Q_p , de 75±10 KJ/Mol.

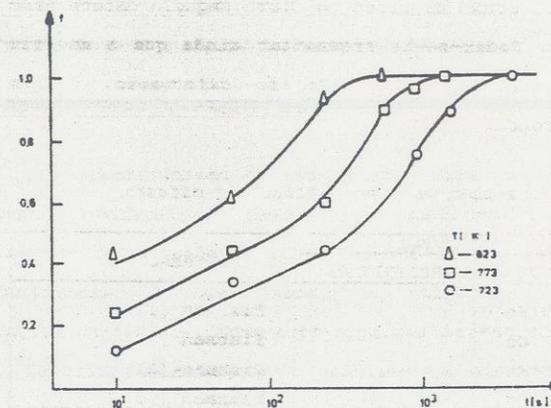


Figura 4 : Fração precipitada $\left(\frac{H_t - H_{\min}}{H_{\max} - H_{\min}} \right)$ em função do tempo de tratamento térmico nas temperaturas de 450, 500, 550°C.

Ashby e outros [7], em seus trabalhos, também determinaram a energia de ativação para a precipitação da fase γ_2 . Os autores partiram da liga FeCo-2%V recozida e encruada 25 e 50% de redução em área e executaram tratamentos térmicos isotérmicos na mesma faixa de temperatura do presente trabalho. O valor encontrado para a energia de ativação do presente trabalho é comparado, na tabela I, com os valores obtidos por Ashby e outros e com valores de autodifusão do Ferro e do Cobalto. Verifica-se que o valor aqui determinado é bem inferior ao obtido por Ashby

para o caso do material encruado 25 e 50% de redução em área. Uma reanálise dos dados de *Ashby* nos leva a pensar que os autores, embora não esclareçam isto no trabalho, provavelmente assumiram $n=1$ na equação de *Avrami*. Se o valor de energia de ativação, determinado por *Ashby*, for corrigido utilizando-se $n=0,5$, o novo valor será 135 KJ/Mol, ainda da ordem do dobro daquele determinado no presente trabalho. Poder-se-ia argumentar ainda que a energia de ativação seria dependente do grau de deformação, o que explicaria esta diferença.

Tabela I: Energia de ativação para precipitação e difusão.

CONDIÇÃO	Q (KJ/MOL)		REFERÊNCIA
	DIFUSÃO	PRECIPITAÇÃO	
Desordenado	208(Fe)		Fishman [22]
Desordenado	227(Co)		Fishman [22]
Ordenado	503(Fe)		Fishman [22]
Ordenado	503(Co)		Fishman [22]
Recozido		192	Rawlings e outros [7]
Encruado 25%		271	Rawlings e outros [7]
Encruado 50%		271	Rawlings e outros [7]
Encruado ≈90%		75±10	Este trabalho

Nota-se também que a liga usada no presente trabalho se encontra, além de altamente encruada, inicialmente num estado desordenado. Por outro lado o valor encontrado neste trabalho para a energia de ativação para a precipitação da fase γ_2 (≈75KJ/Mol) é ligeiramente menor (25%) do que a metade da energia de ativação para a autodifusão do Ferro e do Cobalto na liga desordenada, que é da ordem de 200KJ/Mol segundo *Fishman* [22]. A energia de ativação característica da precipitação em discordância, segundo *Christian*

[23], seria a metade da energia de ativação para precipitação numa região de reticulado perfeito. Com estas considerações, pode-se, tentativamente imaginar que o mecanismo predominante de crescimento do núcleo precipitado seja a difusão via discordância ("pipe diffusion"), ao invés da difusão no volume ("bulk diffusion").

3.2. IDENTIFICAÇÃO DO PRECIPITADO

A identificação da fase precipitada na liga FeCo-2%V é extremamente dificultada devido ao magnetismo da amostra e a complexidade da microestrutura, tanto nas amostras encruadas como recristalizadas. Nestes casos, a utilização conjunta de observações de lâminas finas e de réplicas de extração de precipitados, facilita enormemente a análise da microestrutura. Para melhor identificação e análise dos precipitados, optou-se pela observação de lâminas finas e réplicas de amostras do tratamento térmico a 600°C por 18 horas. A observação em réplicas de extração permite eliminar o efeito da matriz, principalmente na análise do padrão de difração.

Na figura 6 é mostrada a micrografia obtida da réplica extraída da amostra tratada termicamente a 600°C por 18 horas, mostrando a presença de precipitados presos na réplica de carbono. O tamanho máximo encontrado para o precipitado foi de 0,4 μm . De uma forma geral, na observação da réplica é possível notar o contraste entre os grãos originários da matriz no filme de Carbono, o que permite dizer que os precipitados mais finos parecem estar no interior dos grãos, enquanto que os mais grosseiros se localizam nos contornos dos grãos.

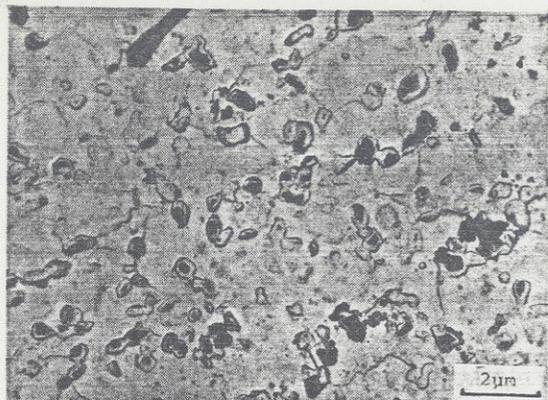


Figura 6 :Micrografia de uma réplica de extração de precipitados da amostra tratada a 600°C por 18 horas.

O padrão de difração da réplica da figura 6 é apresentado na figura 7, onde pode-se analisar os anéis resultantes da difração eletrônica. A indexação dos anéis de difração eletrônica evidenciam uma estrutura ordenada do tipo $L1_2$ para o precipitado. Isto é notado devido ao primeiro anel visível a partir do centro corresponder à raia (110), que não deveria aparecer se a estrutura fosse cúbica de face centrada (cfc). As intensidades de difração de algumas raias da estrutura ordenada são baixas e, portanto, não aparecem no padrão de difração da figura 7. No caso da raia (100), além da intensidade de difração ser baixa, a proximidade da região central de alta luminosidade impede sua visualização. Estes resultados estão de acordo com os obtidos por Ashby e outros [7] na identificação da estrutura do precipitado e em discordância com os trabalhos de Fiedler e Davies [15] e Pinnel e outros [18, 13], que identificaram a estrutura como cúbica de face centrada (cfc).

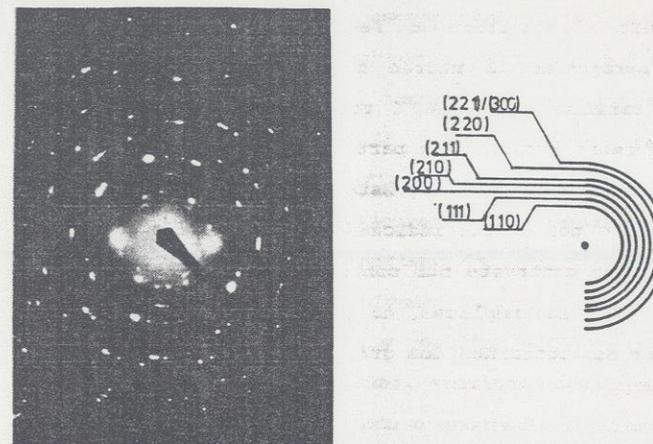


Figura 7 :Padrão de difração eletrônica da réplica da amostra da figura 6, mostrando as raias mais intensas do precipitado.



Figura 8 :Padrão de difração eletrônica da lâmina fina de uma amostra tratada termicamente a 600°C por 18 horas.

A comparação entre as micrografias das réplicas e das folhas finas permite a localização da fase precipitada na amostra. Na figura 8 é apresentado o padrão de difração eletrônica da amostra tratada termicamente a 600°C por 18 horas. A imagem em campo escuro foi feita a partir de parte do primeiro anel de difração, correspondente à raia (110). Esta imagem em campo escuro é mostrada na figura 9, com a seta indicando um precipitado de aproximadamente 0,3 μm em contraste num contorno de grão. Esta observação confirma o visto nas réplicas, na qual os precipitados maiores pareciam estar nos contornos dos grãos.



Figura 9: Micrografia em campo escuro feita com parte do anel de difração da raia (110), da amostra tratada termicamente a 600°C por 18 horas, com a seta indicando a presença de um precipitado em contorno de grão.

Da mesma forma como foi feito para a amostra anterior, é apresentada na figura 10 uma imagem em campo escuro da amostra

tratada termicamente a 550°C por 10 minutos. Nota-se a presença de pequenos pontos brancos correspondentes a precipitados finos com a mesma orientação, de acordo com a parte do anel de difração na qual foi feita a imagem. O tamanho médio dos precipitados é de aproximadamente 0,02 μm . A mancha branca maior na parte superior da fotomicrografia corresponde a um artefato da amostra. A imagem em campo escuro está levemente distorcida devido ao elevado aumento e ao magnetismo da amostra que desloca o feixe eletrônico. A grande quantidade de precipitados presentes na amostra está de acordo com os resultados de resistência mecânica que apresentam valores elevados, próximos deste tempo de tratamento térmico a 550°C, confirmando o endurecimento mecânico em decorrência da fina precipitação da fase γ_2 .

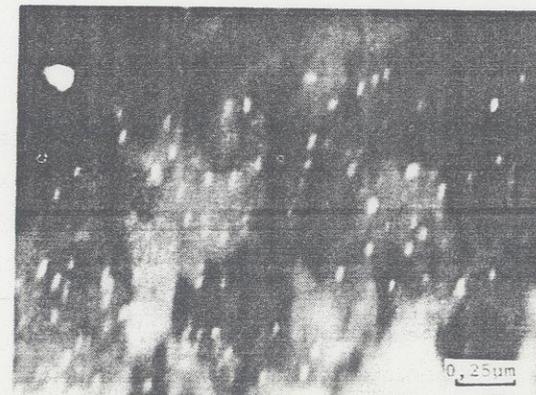


Figura 10: Imagem em campo escuro da amostra tratada termicamente a 550°C por 10 minutos, mostrando precipitados finos em contraste.

4. Conclusões

A investigação da liga FeCo-2%V altamente encruada, com uso de tratamentos térmicos, medidas de microdureza e observações da microestrutura por MET, realizada neste trabalho, permite as seguintes conclusões:

- a) a precipitação da fase γ_2 na liga altamente encruada ocorre intragranularmente em discordâncias livres ou associadas a contornos de subgrão;
- b) a estrutura do precipitado é possivelmente a ordenada do tipo $L1_2$;
- c) a cinética de precipitação é tanto mais acelerada quanto maior for o grau de encruamento. A energia de ativação determinada para a precipitação sugere que o mecanismo dominante de crescimento dos núcleos precipitados é possivelmente a difusão via discordância.

ABSTRACT

Microhardness measurements were used in conjunction with transmission electron microscopy observations of extraction replicas and thin foils, to investigate the kinetics of γ_2 phase precipitation in highly cold worked (90% R.A.) FeCo-2%V alloy, in temperatures belonging to the 723-873 K range. Cold working accelerates to the kinetics of γ_2 precipitation. The γ_2 precipitate has a $L1_2$ type structure with a lattice parameter close to 3.56 Å and a probable Co_3V composition. The activation energy for γ_2 precipitation in highly cold worked alloy is found to be equal to (75±10) KJ/Mol. The data obtained are compared with results available in the literature for the FeCo-2%V alloy

with lower amounts of cold work and discussed.

Referências

01. A.A. COUTO; "Transformações de fase e propriedades da liga FeCo-2%V", dissertação de mestrado, IPEN-USP, 1989.
02. A. A. COUTO e P. I. FERREIRA; J. Mater. Eng., 11 (1989)31.
03. C. W. CHEN; J. App. Phys. Suppl., 32 (1961) 348S.
04. D. L. MARTIN e A. H. GEISLER; Trans. ASM, 44 (1952) 461.
05. W. KÖSTER e H. SCHIMIDT; Arch. Eisenhütten Wesen 26 (1955) 345, 421.
06. J. E. BENNETT e M. R. PINNELL; J. Mater. Sci. 9 (1974) 1083.
07. J. A. ASHBY, H. M. FLOWER e R. D. RAWLINGS; Met. Sci. 11 (1977) 91.
08. N. S. STOLOFF e R. A. DAVIES; Acta Met., 12 (1964) 473.
09. D. W. CLEGG e R. A. BUCKLEY; Met. Sci. J., 7 (1973) 48.
10. R. A. BUCKLEY; Met. Sci. J., 9 (1975) 243.
11. P. GROSBRAS, J. P. EYMERY e P. MOINE; Acta Metall., 24 (1976) 189.

12. M. RAJKOVIC e R. A. BUCKLEY; Met. Sci. J., 1 (1981) 21.
13. S. MAHAJAN, M. R. PINNEL e J. E. BENNETT; Metall. Trans., 5 (1974) 1263.
14. J. A. ROGERS, H. M. FLOWER e R. D. RAWLINGS; Met. Sci., 9 (1975) 32.
15. H. C. FIEDLER e A. M. DAVIES; Metall. Trans., 1 (1970) 1036.
16. K. KAWAHARA; J. Mater. Sci., 18 (1983) 3427.
17. C. PITT e R. D. Rawlings; Met. Sci., 15 (1981) 369.
18. M. R. PINNEL e J. E. BENNETT; The Bell Syst. Thec. J., 52 (1973) 1325.
19. P. I. FERREIRA e A. A. COUTO, A. A.; Anais XI Col. Soc. Bras. Micr. Eletr. Caxambú (1987) 233.
20. E. JOSSO; IEEE Trans. on Mag., 10 (1974) 161.
21. A. A. COUTO e P. I. FERREIRA; Metalurgia - ABM, 45 (1989) 118.
22. S. G. FISHMAN, D. GUPTA e D. S. LIEBERMAN; Phys. Rev. B 2 (1970) 1451.
23. J. W. CRISTIAN; Theory of transformations in metals and alloys. An advanced textbook in physical metallurgy, Oxford, Pergamon Press, 1965.