



EFEITO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MAGNÉTICAS DA LIGA Fe-Co-2% V

PAULO IRIS FERREIRA, ANTONIO AUGUSTO COUTO
& WALDEMAR ALFREDO MONTEIRO

Depto. Metalurgia Nuclear - IPEN-CNEN/SP



SUMÁRIO

Amostras da liga Fe-Co-2%V, na condição encruada, foram submetidas a tratamentos térmicos isócronos em temperaturas pertencentes à faixa 20-850C. Os limites de escoamento e resistência e a microdureza das amostras tratadas termicamente evidenciam um endurecimento até temperaturas ao redor de 550C e amolecimento mecânico em temperaturas superiores. A curva de primeira imantação foi também sensivelmente modificada pelos tratamentos térmicos. Os resultados são interpretados com base nas transformações de fase que ocorrem durante os tratamentos térmicos.

INTRODUÇÃO

A liga FeCo-2% V é um material com excelentes propriedades magnéticas moles usado, em geral, na engenharia de comunicações (diafragma de receptores, amplificadores magnéticos) e em aplicações de potência (transformadores, motores, geradores). Nas aplicações de potência exige-se do material, além de excelentes propriedades magnéticas moles, boa resistência mecânica. Este aspecto vem motivando um grande número de estudos nesta liga.

As diversas fases presentes em equilíbrio nas ligas FeCo com pequenas adições de Vanádio vêm sendo investigadas [1-7]. Em temperaturas elevadas, acima de aproximadamente 950 C, observa-se a existência de uma fase estável, com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), não magnética, notada γ_1 . No resfriamento rápido a partir dessas temperaturas até a temperatura ambiente, a fase γ_1 transforma-se martensiticamente na fase metaestável denominada α'_1 , com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). No resfriamento lento a partir da fase γ_1 , ocorre a formação da fase α_1 (CCC), completada em temperaturas próximas a 850 C. Abaixo de 710 C aproximadamente, a fase α_1 ordena-se, transformando-se na fase notada α_2 com estrutura cristalina do tipo B2 [8-17], resultando numa diminuição dos limites de escoamento e resistência e da ductilidade da liga.

No envelhecimento da liga FeCo-2% V abaixo da temperatura crítica da transição ordem-desordem ocorre a precipitação de uma fase não magnética, notada γ_2 . A estrutura cristalina do precipitado é cúbica de face centrada (CFC) [26], ou ordenada do tipo L₁₂ [1]. A composição aproximada do precipitado é o Co₃V, com o Ferro podendo substituir o Cobalto na estrutura cristalina L₁₂. O precipitado é semicoerente e os planos de hábito na matriz ordenada (α_2) são da família {110}. A precipitação no material encruado ocorre basicamente em discordâncias. No material recristalizado, a nucleação na matriz ordenada (α_2) é homogênea e no interior dos grãos, ocorrendo inicialmente a segregação do Vanádio para os contornos dos domínios antifase e posteriormente a precipitação. A cinética de precipitação no material encruado é extremamente mais rápida do que no material recristalizado [1].

O conhecimento dos efeitos das transformações de fase nas propriedades mecânicas e magnéticas da liga FeCo-2% V é de fundamental importância. Neste contexto, um crescente número de investigações vêm sendo realizados desde o trabalho pioneiro de C.W. Chen [18], que abriu novos horizontes para a pesquisa neste sistema. H.C. Fiedler [19], D.R. Thornburg [20], D.M. Pavlovic [21], A.J. Moses [22] e E. Josso [23, 24], partindo da liga encruada, investigaram os efeitos de tratamentos térmicos isócronos nas propriedades mecânicas e magnéticas da liga Fe-Co-2% V, sem contudo realizar uma análise

sistemática aprofundada das alterações microestruturais decorrentes dos tratamentos térmicos. O presente trabalho pretende se constituir numa contribuição às investigações na liga FeCo-2% V e tem por objetivo verificar as alterações, nas propriedades mecânicas e magnéticas, induzidas pelas transformações de fase que ocorrem na liga encruada durante tratamentos térmicos isócronos.

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O material utilizado é a liga FeCo-2% V, com composição nominal de 49% de Ferro, 49% de Cobalto e 2% de Vanádio. Numa análise 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 encruada, provavelmente acima de 90% de redução em área.

Os tratamentos térmicos foram feitos num forno tubular de laboratório, em atmosfera de argônio e resfriamento em salmoura gelada. Os ensaios de tração foram feitos em uma máquina universal de ensaios, marca INSTRON, modelo 1125, com taxa nominal de deformação de $0,02 \text{ s}^{-1}$. No ensaio foi usado um extensômetro de comprimento útil igual a 25mm e foram medidos: o limite de escoamento (σ_e) para 0,2% de deformação plástica e o limite de resistência (σ_m). As medidas de microdureza foram feitas num aparelho OTTO-WOLPERT, com indentador Vickers, carga de 100g e tempo de aplicação de 15s.

A microestrutura das amostras tratadas termicamente foi analisada utilizando-se Microscopia Eletrônica de Transmissão. As lâminas finas foram preparadas por eletroafinamento à temperatura ambiente em uma solução de ácido fosfórico saturado com óxido de cromo, e densidade de corrente de 15 A/cm^2 , usando a técnica de janela (window technique). As amostras foram examinadas em um microscópio eletrônico de transmissão da marca JEOL, modelo 200C, operando com 150 e 200 KV.

As medidas magnéticas necessárias à obtenção das curvas de primeira imantação foram feitas por intermédio da técnica de corrente alternada [25], na qual a amostra, na forma de anel, é utilizada como núcleo de um transformador. Partes da tensão do primário e da tensão no secundário são aplicadas aos comandos x e y de um osciloscópio, registrando-se a curva de histerese para diferentes níveis de corrente do primário (campo aplicado).

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na figura 1 são apresentados os resultados obtidos nas medidas de microdureza de amostras submetidas a vários tratamentos térmicos isócronos de duas horas, temperatura variando da ambiente até 850 C e resfriadas em salmoura gelada. Os valores médios de microdureza são baseados nas medidas de oito indentações. Os re-

sultados de microdureza de amostras de FeCo-2% V, altamente encruado, tratadas termicamente por uma hora, publicados por E. Josso [23], estão incluídos na figura 1, evidenciando a concordância com os resultados obtidos neste trabalho. De um modo geral, há um acréscimo de microdureza até temperaturas de tratamento térmico ao redor de 550 C, e um forte decréscimo de microdureza para temperaturas mais elevadas.

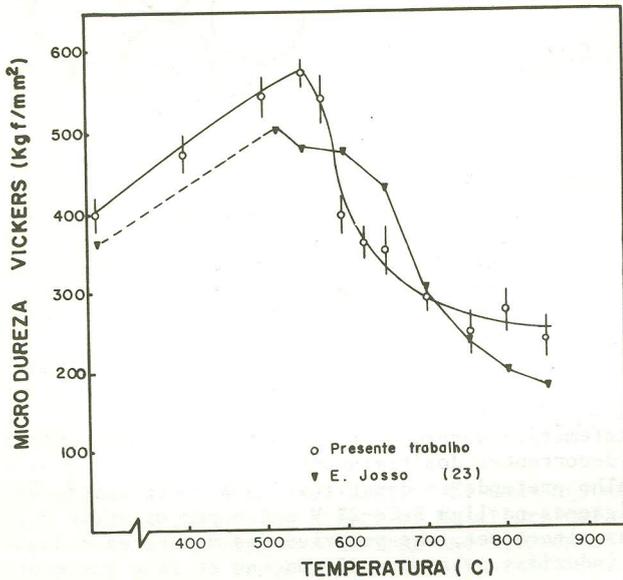


FIGURA 1 - Microdureza Vickers da liga FeCo-2% V previamente laminada a frio versus a temperatura de tratamento.

A variação do limite de escoamento e do limite de resistência em função da temperatura de tratamento mostrada na figura 2. Os resultados obtidos para os limites de escoamento e resistência mostram um comportamento similar ao apresentado pelas medidas de microdureza (Figura 1).

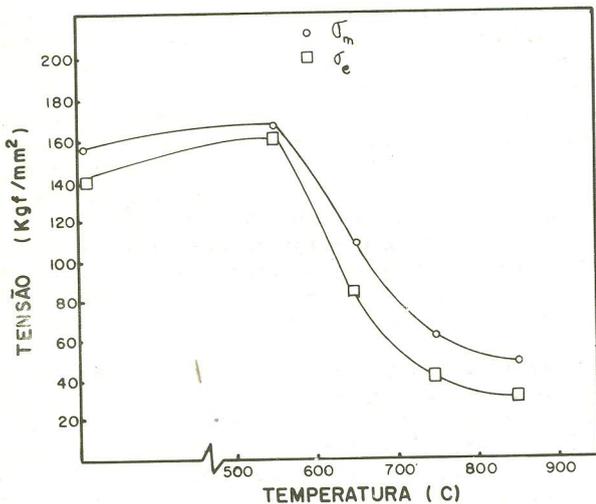


FIGURA 2 - Limite de escoamento (σ_e) e limite de resistência (σ_m) da liga FeCo-2% V, previamente laminada a frio, em função da temperatura de tratamento térmico.

Na figura 3 são apresentadas micrografias típicas, obtidas por microscopia eletrônica de transmissão, das amostras submetidas a tratamentos térmicos na faixa de temperatura de 550 a 850 C. A microestrutura evolui de uma situação encruada (figura 3a), para parcialmente recristalizada (figura 3b) e totalmente recristalizada (figura 3c), com crescimento de grão (figura 3d).

O endurecimento observado em temperaturas de tratamentos térmicos inferiores a 550 C aproximadamente, é provavelmente devido à intensa precipitação da fase γ_2 ,

que ocorre durante tratamentos térmicos abaixo da temperatura crítica de transição ordem-desordem. A observação dos precipitados de amostras submetidas a tratamentos térmicos em temperaturas inferiores a 550 C é dificultada devido à elevada densidade de discordâncias, como mostra a figura 3a. À medida que a densidade de discordâncias diminui, com o avanço da recristalização, os precipitados tornam-se mais facilmente observáveis, como mostra a figura 4. A precipitação ocorre principalmente em discordâncias livres ou associadas aos contornos de grão e subgrão. Acima de 550 C, recuperação e recristalização predominam sobre a precipitação, e juntamente com a ordenação são responsáveis pelo decréscimo de resistência mecânica da liga.

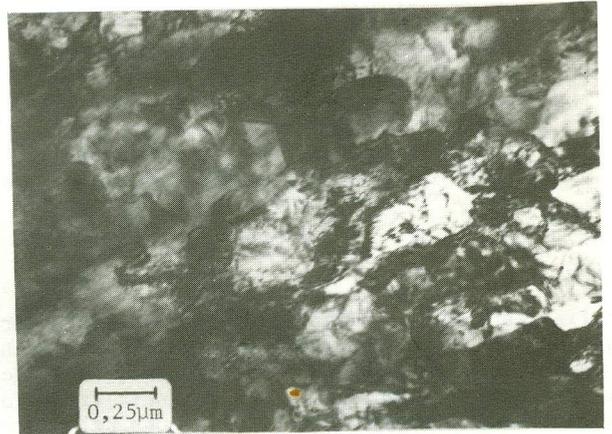


Figura 3 (a) 550 C - Magnificação: 40000 X



Figura 3 (b) 650 C - Magnificação: 10000 X

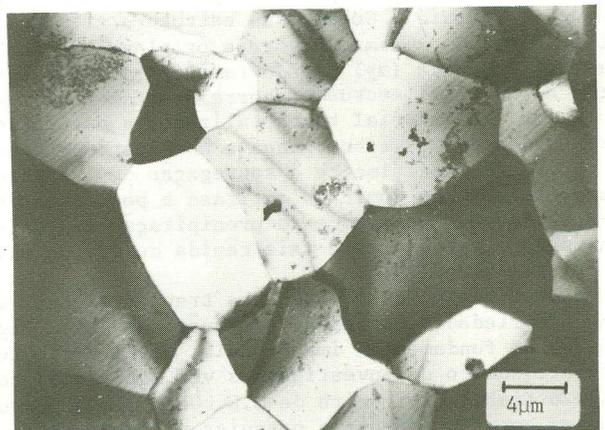


Figura 3 (c) 750 C - Magnificação: 2500 X

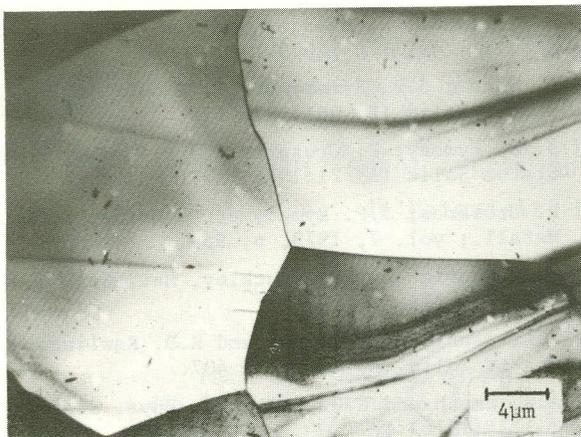


Figura 3 (d) - Magnificação: 2500 X.

FIGURA 3 - Micrografias típicas, obtidas por MET, da liga FeCo-2% V previamente laminada a frio e tratada nas temperaturas indicadas acima por 2 horas.

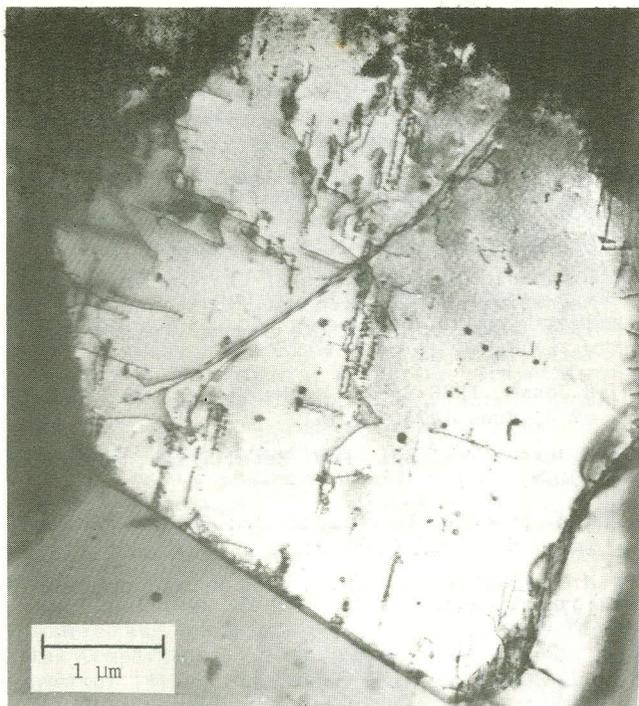


FIGURA 4 - Observação de precipitados na liga FeCo-2% V previamente laminada a frio e tratada a 700 C por 2 horas. Magnificação: 20000 X.

Na figura 5 são apresentadas curvas de primeira imantação das amostras submetidas a tratamentos térmicos isocronos na faixa de temperatura de 550C a 850C e resfriados em salmoura gelada. Verifica-se uma sensível melhoria das propriedades magnéticas em relação à amostra como recebida. A permeabilidade magnética inicial é maior para temperaturas maiores de tratamento térmico, provavelmente devido à menor quantidade relativa de defeitos estruturais e de precipitados, que dificultariam a movimentação das paredes de Bloch.

A tabela I apresenta os resultados obtidos para os limites de escoamento e resistência de amostras tratadas termicamente a 850 C por duas horas e velocidade de resfriamento variável. Verifica-se que os limites de escoamento e resistência crescem com o aumento da velocidade de resfriamento, devido ao menor grau de ordena-

ção decorrente de velocidades de resfriamento crescentes ($v_A < v_B < v_C < v_D$). Estes resultados estão coerentes com N.S. Stoloff e outros [14-16], que partindo da liga FeCo-2% V completamente ordenada, observaram um aumento no limite de escoamento decorrente de tratamentos térmicos que desordenavam a liga.

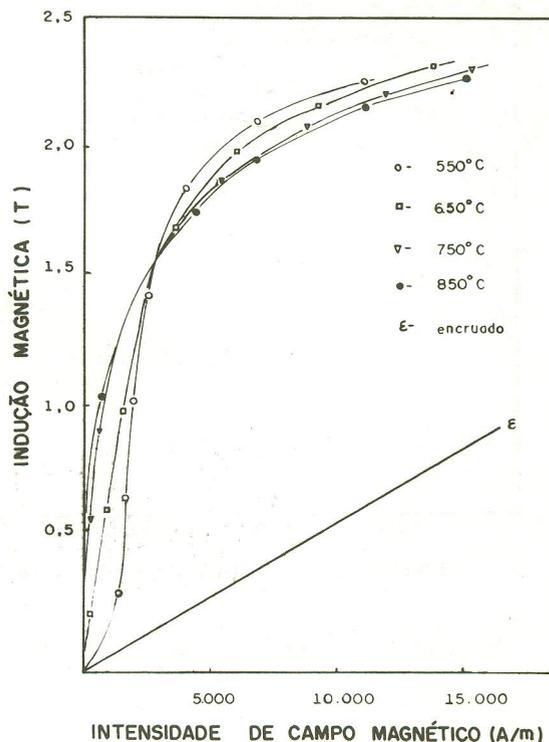


FIGURA 5 - Curvas de primeira imantação da liga FeCo-2% V previamente laminada a frio, tratadas na faixa de temperatura de 550 a 850C por 2 horas e resfriadas em salmoura gelada.

TABELA I - Valores do limite de escoamento e resistência de amostras tratadas a 850C/2h e resfriadas com velocidades variáveis.

TRATAMENTO	RESFRIAMENTO	LIM. DE ESC. Kgf/mm ²	LIM. DE RES. Kgf/mm ²
A	Forno	18,6	24,2
B	Câmara Fria	22,5	31,2
C	Ar	30,4	33,3
D	Salmoura Gelada	33,0	49,0

Na figura 6 são apresentadas as curvas de primeira imantação das amostras referentes aos tratamentos térmicos com velocidade variável citados acima. Nota-se que as amostras resfriadas mais lentamente apresentam uma permeabilidade magnética (μ) maior e um menor campo magnético para atingir a saturação. Pode-se relacionar esse amolecimento magnético principalmente com o maior tempo que o material permanece na faixa de temperatura que ocorre a ordenação devido a velocidades de resfriamento menores.

Os resultados preliminares da presente investigação evidenciaram uma forte dependência das propriedades mecânicas e magnéticas com a ordenação (velocidade de resfriamento), encruamento e precipitação da fase γ_2 . Estudos mais aprofundados da influência destas diversas variáveis sobre os parâmetros mecânicos e magnéticos estão em andamento e serão objeto de publicação futura.

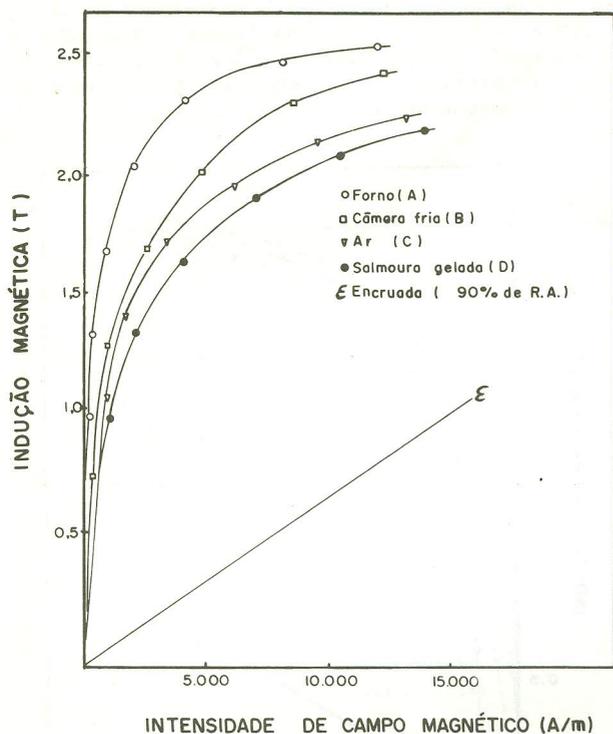


FIGURA 6 - Curvas de primeira imantação da liga FeCo-2% V previamente laminada a frio, tratada na temperatura de 850 C por 2 horas e com velocidade de resfriamento variável. ($v_A < v_B < v_C < v_D$).

CONCLUSÕES

- (1) Os resultados de microdureza, em amostras de FeCo-2% V, altamente encruadas, tratadas termicamente por duas horas, evidenciaram um crescimento de microdureza até temperaturas ao redor de 550 C, que é associado à intensa precipitação de uma segunda fase, possivelmente γ_2 (Co_3V). A precipitação desta fase ocorre principalmente em discordâncias livres ou associados aos contornos de grão e subgrão.
- (2) Os resultados obtidos para os limites de escoamento e resistência mostraram um comportamento similar ao apresentado pelas medidas de microdureza.
- (3) A recristalização da liga encruada é observada a partir da temperatura de 550 C e completando-se na temperatura de 750 C para duas horas de tratamento térmico.
- (4) As propriedades magnéticas e mecânicas da liga tratada termicamente em temperaturas superiores à temperatura crítica de transição ordem-desordem são fortemente sensíveis à velocidade de resfriamento utilizada.

REFERÊNCIAS

- [1] R.D. Rawlings; H.M. Flower and J.A. Ashby, Met. Sci. 11 (1977) p. 91.
- [2] M.R. Pinnel and J.E. Bennett, The Bell System Tech. J., vol. 52, nº 8, October 1973, 1325.
- [3] S. Mahajan; M.R. Pinnel and J.E. Bennett, Met. Trans. 5 (1974) 1263.
- [4] M. R. Pinnel and J.E. Bennett, Met. Trans. 5(1974) 1273.
- [5] S. Mahajan and K.M. Olsen, Proceedings of the Conference on Magnetism and Magnetic Materials, San Francisco, 1974 (American Institute of the Physics, New York, 1975) p. 743.

- [6] M. R. Pinnel and J. E. Bennett, IEEE Trans. on Magnetics vol. MAG-11, nº 3, May 1975, 901.
- [7] M.R. Pinnel; S. Mahajan and J.E. Bennett, Acta Metall. 24 (1976) 1025.
- [8] P. Moine; J.P. Eymery and P. Grosbras, Phys. Status Solid (B) 46(1971) 177.
- [9] J. P. Eymery; P. Grosbras and P. Moine, Phys. Status Solid (A) 21(1974) 517.
- [10] P. Grosbras; J.P. Eymery et P. Moine, Scripta Metall.; vol. 7, 1973, p. 959.
- [11] M. Rajkovic and R.A. Buckley, Met. Sci. J. 15(1981) 21.
- [12] J.A. Ashby; H.M. Flower and R.D. Rawlings, Phys. Status Solid (A) 47(1978) 407.
- [13] A.W. Smith and R.D. Rawlings, Phys. Status Solid (A) 24(1976) 177.
- [14] N.S. Stoloff and R.G. Davies, Acta Metall. 12(1964) 473.
- [15] K.R. Jordan and N.S. Stoloff, Trans. of the Metall. Soc. of AIME, vol. 245, Sept. 1969, 2027.
- [16] T.L. Johnston; R.G. Davies and N.S. Stoloff, Phil. Mag. 12(1965) 305.
- [17] M.J. Marcinkowski and H. Chessin, Phil. Mag. 10(1964) 837.
- [18] C.W. Chen, J. Appl. Phys. 32 (1961) 348 S.
- [19] H.C. Chen, J. Proceedings of the Conference on Magnetism and Magnetic Materials, San Francisco 1974 (American Institute of the Physics, New York, 1975) p. 739.
- [20] D.R. Thornburg, J. Appl. Phys. 40(1969) 1579.
- [21] D.M. Pavlovic and F.G. Slone, IEEE Trans. on Magnetics vol. MAG-5, nº 9, 1969, p. 390.
- [22] A.J. Moses, Proceedings of the Conference on Magnetism and Magnetic Materials, San Francisco 1974 (American Institute of the Physics, New York, 1975) p. 741.
- [23] E.Josso, IEEE Trans. on Magnetics, vol. MAG-10, nº 2, June 1974, p. 161.
- [24] E.Josso, Mem. Sci. Rev. Metall. LXX, nº 5, 1973, p.409.
- [25] R.M. Bozorth; Ferromagnetism; D. Van Nostrand Co. Inc., NY, 1963 (p.855).
- [26] H.C. Fiedler and A.M. Davis, Metall. Trans. 1970, 1, 1036.

SUMMARY

Cold worked specimens of Fe-Co-2%V alloy were heat treated for two hours at temperatures in the range 20-850°C. The behavior of the yield stress, ultimate tensile strength and microhardness as a function of the heat treatment temperature showed hardening of the alloy up to temperatures of the order of 550C and softening for higher temperatures. The first magnetization curve was also seen to be strongly modified by the heat treatments. The results are analysed based on the phase transformations occurring during the heat treatments.