

USO DO PSEUDO DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO PARA ESTUDAR A
RESPOSTA DE AÇO NIOCOR AOS TRATAMENTOS INTERCRÍTICOS

J.R.C. Guimarães
Instituto Militar de Engenharia

e

Fundação de Tecnologia Industrial
Av. Venezuela 82 - 20081 - Rio de Janeiro

K.K.Chawla
Instituto Militar de Engenharia
Centro de Pesquisa de Materiais
Pça Gen Tiburcio s/nº - Urca
22290 - Rio de Janeiro - RJ

Rêsumo

Estudou-se a microestrutura de um aço Niocor submetido a uma série de tratamentos térmicos na região intercrítica (A_1 - A_3) seguidos de têmpera em água.

Uma análise dos dados experimentais com base na hipótese de "para-equilíbrio", ignorando o particionamento de elementos substitucionais entre as fases presentes, levou à conclusão ser razoável empregar o pseudo-diagrama de equilíbrio de fases, Fe-Cr-C, para interpretar a resposta do aço aos tratamentos intercríticos.

Abstract

The microstructure of a Niocor steel subjected to a series of heat treatments in the intercritical region (A_1 - A_3) and quenched in water was studied.

An analysis of the experimental results, based on the hypothesis of "para-equilibrium", ignoring the partitioning of substitutional elements between the phases present, led to the conclusion that it was reasonable to use the pseudo-equilibrium diagram of phases, Fe-Cr-C, to interpret the response of this steel to intercritical treatments.

1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento dos aços conhecidos como "Dual-Phase Steels" ou "Ferri-Martensíticos" (em alusão aos seus principais constituintes metalográficos) foi essencialmente guiado pela otimização de suas características mecânicas visando aplicações na indústria automobilística (1). Este assunto, amplamente considerado na literatura internacional, já foi tema de pelo menos três congressos internacionais (2-4). Todavia os aspectos básicos das transformações de fases que ocorrem durante o tratamento térmico intercrítico foram muito pouco estudados. Em particular o processamento utilizado na obtenção dos produtos comerciais são geralmente tratados como "propriedade industrial" e omitidos em publicações (5).

Um dos fatores limitativos na especificação das condições de tratamento intercrítico (temperatura, tempo e meio de resfriamento) é sem dúvida alguma o desconhecimento do diagrama de equilíbrio de fases. O uso do diagrama Fe-C pode conduzir a resultados pouco satisfatórios visto que elementos de liga normalmente incluídos na formulação dos aços ferri-martensíticos afetam as condições de equilíbrio e também o mecanismo de decomposição da austenita (6-9).

A adição de um terceiro elemento de liga a um aço (Fe-C) pode afetar marcadamente as temperaturas críticas e, em particular alterar a inclinação da linha A_3 , representativa das composições da austenita em equilíbrio com a ferrita. Do ponto de vista prático, é desejável que a linha A_3 tenha uma inclinação bem pronunciada a fim de permitir uma maior flexibilidade das condições de tratamento térmico no que tange à obtenção de uma certa proporção de martensita e austenita. Os diagramas da Fig.1, reproduzidos do trabalho de Thomas (10), ilustram o fato. No caso do Fe-C, Fig.1-a, uma pequena variação de temperatura acarreta pronunciada variação na

quantidade e composição da austenita (e portanto da martensita) enquanto que no caso do Fe-Si-C, Fig.1-b, verifica-se que o efeito de uma variação de temperatura é muito menos drástico pois a linha A_3 é mais próxima à vertical.

Neste trabalho, apresentam-se os resultados de um estudo experimental com vistas à caracterização do pseudo-equilíbrio ferrita-austenita em um aço estrutural submetido a tratamentos intercríticos.

2. MÉTODOS EXPERIMENTAIS

O material usado foi um aço Niocor cuja composição está especificada na Tabela I.

Cilindros de 9 mm de diâmetro e 115 mm de comprimento foram usinados a partir de tiras cortadas na direção de laminação de uma chapa de 10 mm de espessura. Estes cilindros foram normalizados a 1183 K (910°C) e subsequentemente submetidos a uma das sequências de tratamentos térmicos esquematizadas na Fig.2. Estes cilindros foram em seguida seccionados ao longo de sua seção transversal e analisados por metalografia ótica quantitativa, obtendo-se a fração volumétrica dos constituintes presentes: ferrita primária, ferrita secundária* e o produto da têmpera, provavelmente uma mistura de bainita e martensita que todavia denominaremos de "martensita". Não foi possível identificar austenita residual com a técnica empregada. Se existente, todavia, a quantidade desta fase deve ser mínima e acredita-se que, ignorando-a não se esteja incorrendo em erro expressivo. O diferenciamento das duas ferritas é possível pelo emprego de um ataque seletivo à base de cromato alcalino (11,12) descrito a seguir:

* A ferrita primária é aquela existente em "equilíbrio" com a austenita à temperatura de encharcamento e a ferrita secundária é aquela formada durante o resfriamento.

1. Ataque inicial em Nital 2% durante 20 segundos

2. Imersão de 2 minutos em solução fervente CrO_3 -8g;

NaOH -40g e H_2O -72 ml.

O ataque com nital revela os contornos de grãos ferríticos e escurece a "martensita". A imersão na solução de cromato alcalino torna a ferrita primária acinzentada, escurece bastante a martensita e deixa a ferrita secundária clara. Observação sob luz polarizada torna o efeito da solução de cromato alcalino mais óbvio. Uma microestrutura típica obtida é mostrada na Fig.3.

3. CONSIDERAÇÕES SOBRE O EQUILÍBRIO FERRITA-AUSTENITA

A caracterização completa da cinética do processo de austenitização intercrítica dos aços de baixa-liga é extremamente complexa devido às peculiaridades da re-distribuição dos elementos de liga substitucionais. Segundo Hultgren (7), em presença de super-saturação elevada ocorreria apenas a re-distribuição do carbono, porém em condições de baixa super-saturação ocorreria re-distribuição de soluto substitucional. Esta descrição parece ser adequada ao sistema Fe-C-Cr.

No caso do aço estudado, não se dispõe de informações detalhadas sobre o equilíbrio ferrita-austenita, e por esta razão tomaremos por base os resultados de Sharma et al (9) e de Uhrenius (6) relativos ao sistema Fe-C-Cr que melhor se aproxima da composição do aço Niocor, Tabela I. Além disso, o tempo de encharcamento empregado foi razoavelmente curto (10 minutos) de sorte que numa primeira aproximação ignoraremos re-distribuição de soluto substitucionais, considerando a existência de para-equilíbrio (7).

Este mesmo procedimento foi empregado, com relativo sucesso, por Speich e Miller (12), que estudaram aços do sistema Fe-C-Mn.

3.1 - Determinação da Linha A-3

Em condições de para-equilíbrio (hipótese do trabalho) há que se considerar apenas a re-distribuição de carbono.

Se o teor de carbono no aço for C_0 e C^α e C^γ forem os teores de C na ferrita e austenita, a aplicação da regra das alavancas permite escrever

$$f = \frac{C_0 - C^\alpha}{C^\gamma - C^\alpha} \quad (1)$$

onde f é a fração ponderal de austenita numa certa temperatura intercrítica qualquer. Como no caso de interesse $C_0 \gg C^\alpha$,

$$f \approx \frac{C_0}{C^\gamma} \quad (2)$$

Reconhecendo que a fração volumétrica, V_V^γ , de austenita à temperatura de encharcamento é praticamente igual à

$$V_V^\gamma = V_V^\alpha(\text{sec}) + V_V^m \quad (3)$$

onde $V_V^\alpha(\text{sec})$ é a fração volumétrica de ferrita secundária e V_V^m a fração volumétrica de "martensita", e considerando que todo o carbono na austenita fica retido na "martensita", tem-se

$$C^\gamma = C_0 \left[1 + \frac{\rho_\alpha}{\rho_\gamma} \left\{ \frac{1}{V_V^m + V_V^\alpha(\text{sec})} - 1 \right\} \right] \quad (4)$$

onde C^γ é o teor de carbono na austenita em equilíbrio com ferrita em temperatura T ; ρ_α e ρ_γ são densidades da ferrita e austenita, respectivamente.

4. RESULTADOS

Os gráficos da Fig.4 mostram a variação da fração volumétrica de "martensita" (V_V^m) e de ferrita secundária ($V_V^\alpha(\text{sec})$) em função da temperatura de encharcamento. O aumento de V_V^m com a temperatura resulta simplesmente da quantidade de austenita disponível aumentar com a temperatura de encharcamento intercrítico. Isto pode ser verificado imediatamente pela aplicação da Eq.(1). Entretanto, o aumento da fração volumétrica de ferrita secundária com a temperatura, é devido a uma razão mais sutil, ou seja uma redução da temperabilidade da austenita devido à redução do seu teor de carbono.

Os dados da Fig.4 indicam sistematicamente que as sequências de tratamento térmico "N" e "D" produzem essencialmente resultados iguais no que diz respeito às quantidades de microconstituintes, ferrita secundária e "martensita" produzidos, sugerindo que o fator crítico no tratamento seja a etapa de resfriamento.

4.1 - Estimativa da Temperatura A_1

A temperatura crítica A_1 pode ser estimada em função da presença de ferrita secundária. A_1 será próxima à temperatura de encharcamento a partir da qual não se observa formação daquele microconstituente. Extrapolando-se a reta arbitrariamente traçada pelos pontos experimentais da Fig.4 até $V_V^\alpha(\text{sec}) = 0$ tem-se um valor estimado para A_1 de 1042 K (769°C).

4.2 - Estimativa da Temperatura A_3

Os valores de C^Y calculados via Eq.(4) estão relacionados na Tabela II. Não há grande diferença entre os valores obtidos a partir das amostras "N" e "D" de sorte que os valores

médios globais foram representados na Fig.5 por meio de círculos. Nesta mesma figura foram incluídas as linhas A_3 e A_{cm} características do equilíbrio Fe-cementita (13) e do sistema Fe-(1% Cr)-C em condições de para-equilíbrio.

Se bem que os dados experimentais situem-se mais próximos à curva A_3 do sistema Fe-cementita, a temperatura A_1 (1042 K ou 769°C) estimada da forma descrita em 4.1 é significativamente mais elevada do que a temperatura do eutectóide Fe-Fe₃C (996 K ou 723°C). O valor obtido de 1042 K (769°C) é bastante mais próximo do obtido por Sharma et al (9) para um aço com 0,9% Cr, isto é, 1017,5 K (744,5°C).

5. CONCLUSÕES

Partindo das hipóteses de "para-equilíbrio" e de que a solubilidade do carbono na ferrita seria praticamente nula estimou-se a posição das linhas A_1 e A_3 que caracterizam a região ferrita e austenita num pseudo diagrama de equilíbrio de fases Fe-X-C.

A temperatura A_1 estimada para o aço Niocor estudado, contendo 0,77% Cr é de 1042 K (769°C) sendo razoavelmente próxima da temperatura A_1 determinada por Sharma et al. (9) para o sistema Fe-0,9 Cr-C.

A curva A_3 (estimada) aproxima-se bastante daquela do sistema Fe-cementita que por sua vez é próxima à calculada por Uhrenius (6) para o pseudo equilíbrio binário Fe-Cr/C.

Conclui-se desta forma que, ignorando-se o particionamento de elementos substitucionais durante o tratamento supercrítico, é possível estimar com razoável segurança a resposta deste aço Niocor aos tratamentos intercríticos. Numa primeira aproximação o pseudo-diagrama de equilíbrio de fases Fe-1%Cr-C proposto por Uhrenius (6) poderia ser usado.

6. AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi patrocinado, em parte, pelo Ministério do Exército, Financiadora de Estudos e Projetos (FINEP), Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), e a Companhia Brasileira de Mineração e Metalurgia (CBMM). Agradecemos aos Srs. Mauro Moraes de Souza e Luiz Paulo Brandão pela ajuda na parte experimental.

À CSN agradecemos o fornecimento do material, usinagem e tratamento dos corpos de prova bem como a análise química.

7. REFERÊNCIAS

1. S.Hayami e T.Fukawa, Microalloying '75, Union Carbide, New York, 1977, p. 311.
2. Modern Developments in HSLA Formable Steels, TMS-AIME, Chicago 1977.
3. "Dual Phase and Cold Pressing Vanadium Steels in the Automobile Industry", VANITEC, Berlin, 1978.
4. "Structure and Properties of Dual Phase HSLA Steels", TMS-AIME, N.Orleans, 1979.
5. J.F.Butler e J.H.Bucher, na ref. 3, p.3.
6. B.Uhrenius em Hardenability Concepts with Applications to Steel, D.V.Doane e J.S.Kirkaldy, eds., TMS-AIME, Warrendale, PA, 1978, p. 28.
7. A.J.Hultgren, Jernkontorets Ann., 135 (1951) 403 citado em (9).
8. J.B.Gilmour, Tese de Doutorado, McMaster University (1970) citado em (9).
9. R.C.Sharma, G.S.Purdy e J.S.Kirkaldy, Met.Trans. 10A (1979) 1129.

10. G.Thomas, "Steel" em McGraw-Hill Yearbook Sci.Tech., McGraw-Hill, New York, 1979, p. 369.
11. G.Nuppi, Tese de Mestrado, Colorado School of Mines (1979) citado em (12).
12. R.D.Lawson, B.K.Matlock e G.Krauss - comunicação particular (1979).
13. G.R.Speich e R.L.Miller, na ref. 4.
14. L.S.Darken e R.W.Gurry, Trans. AIME 191 (1951) 1015.

TABELA I

Composição do aço Niocor estudado

C	Mn	P	S	Si	Cu	Cr	Al	Nb
0,10	0,34	0,092	0,019	0,41	0,30	0,77	0,03	0,017

TABELA II

Teor do carbono na austenita em equilíbrio com ferrita

Temperatura de Encharcamento K (°C)	C ^γ (%) Eq. (2)		\bar{C}^{γ} (%)
	Sequência "N"	Sequência "D"	
1113 (840)	0,43	0,38	0,41
1093 (820)	0,36	0,32	0,34
1073 (800)	0,29	0,27	0,28
1053 (780)	0,22	0,20	0,21

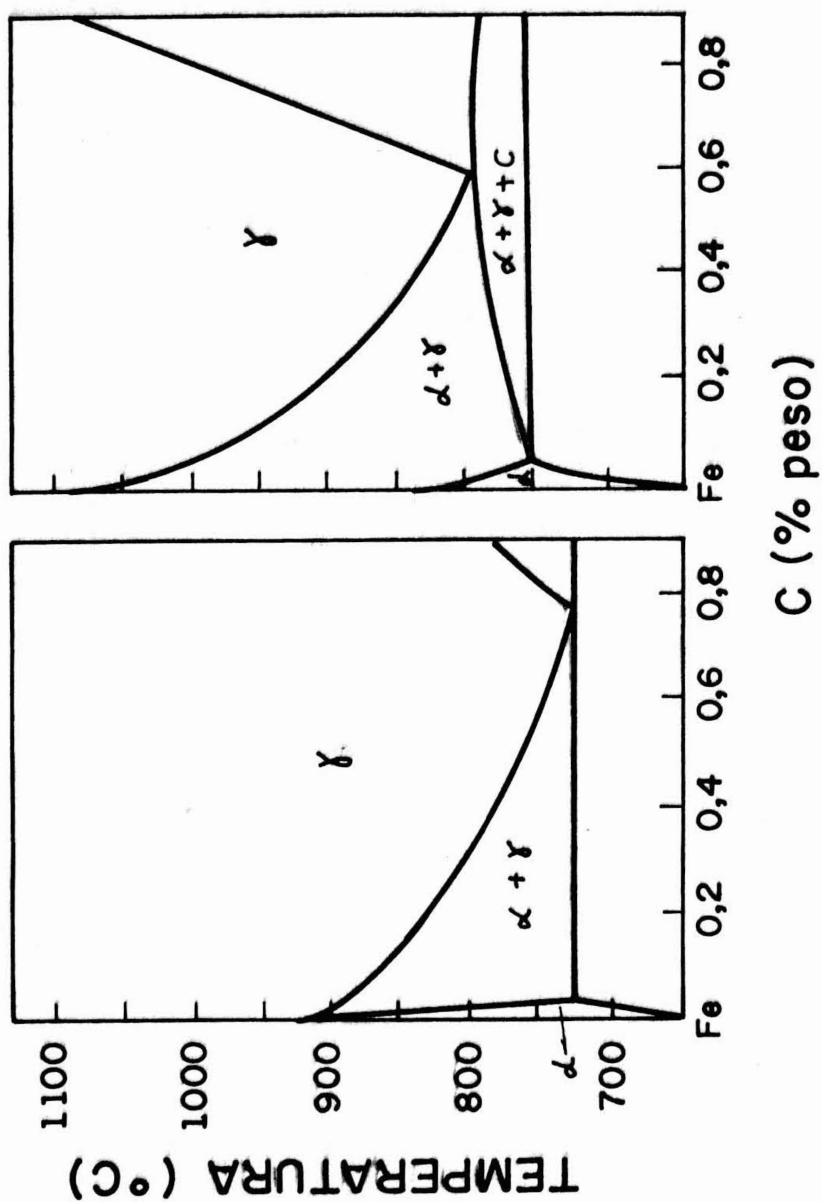


Fig.1 (a) - Sistema Fe-C básico
 (b) - Sistema Fe-Si-C

Nota-se que o efeito de uma variação de temperatura é muito menos drástico no caso (b) do que no (a), devido a pronunciada inclinação da linha A_3 no (b) (ref. 10).

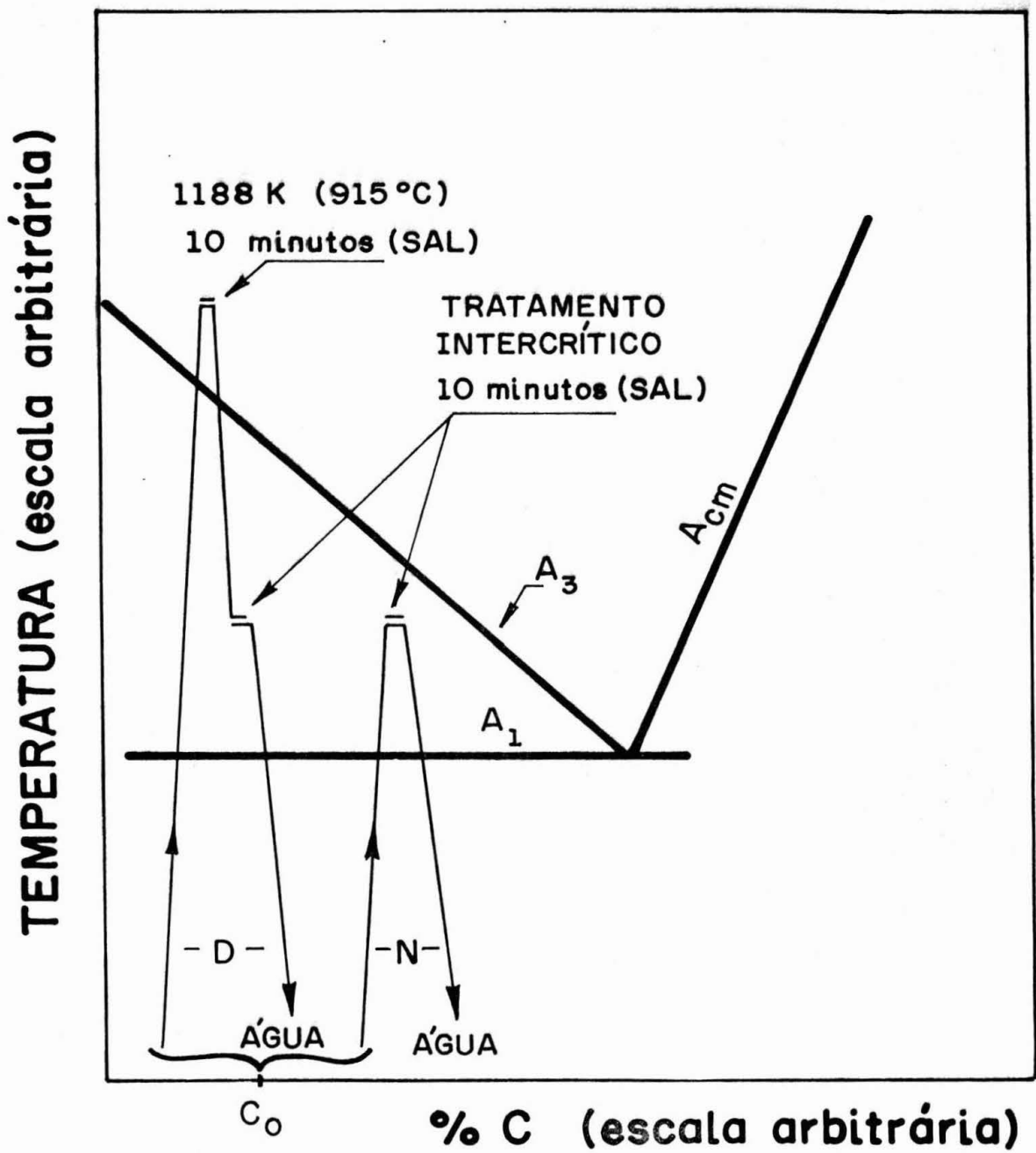


Fig.2 Desenho esquemático das sequências de tratamentos in tercríticos.

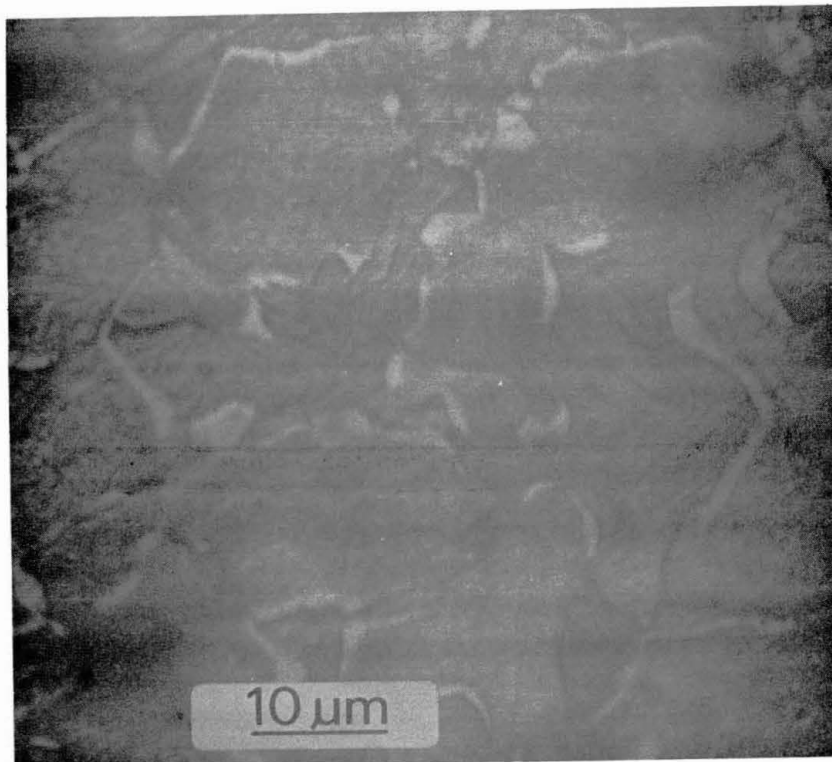


Fig.3 Microestrutura típica mostrando os contornos de grãos ferríticos e a "martensita" (região escura). As regiões claras são ferrita secundária e as regiões acinzentadas são ferrita primária.

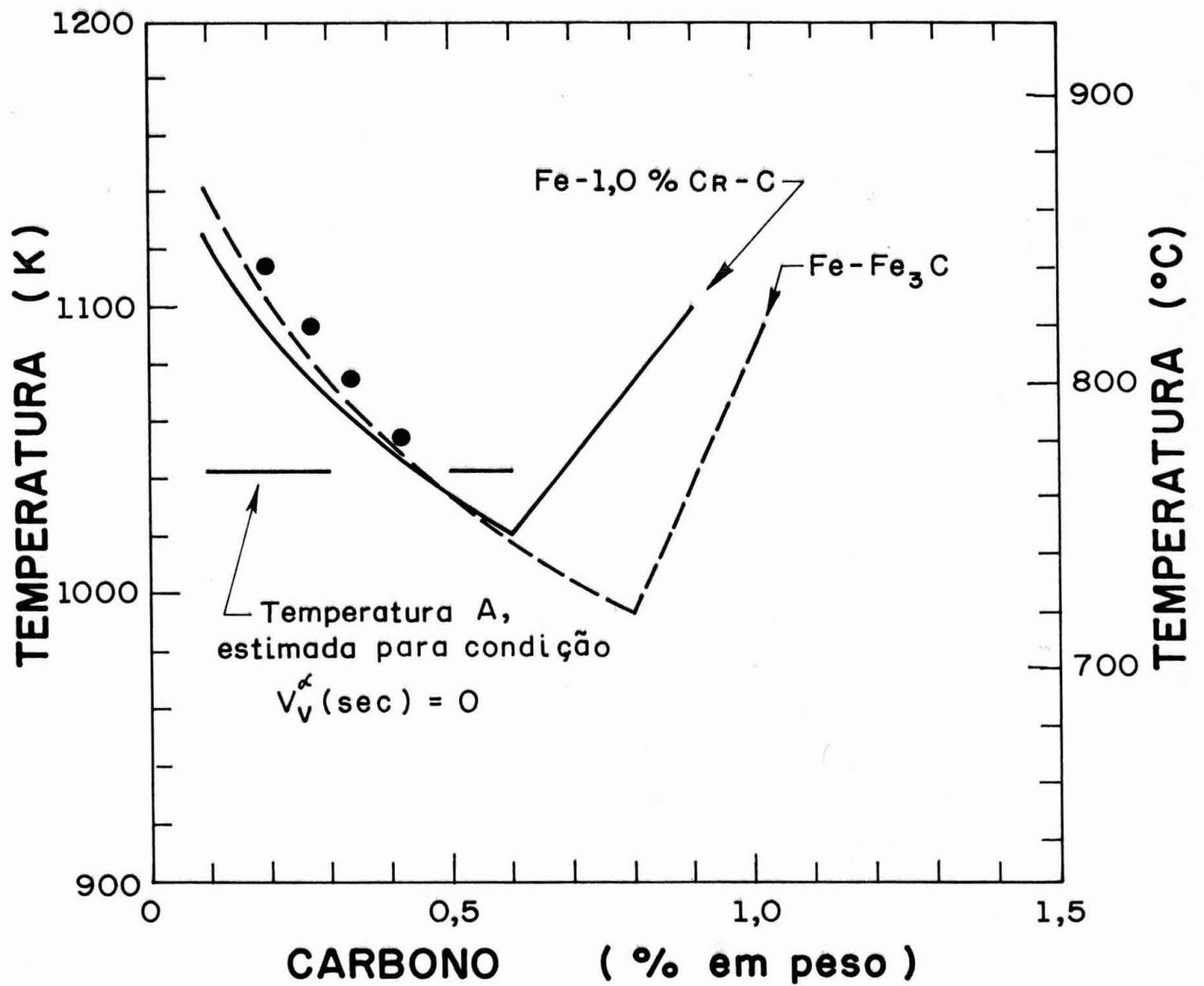


Fig.4 Variação da fração volumétrica de "martensita" e da fração volumétrica de ferrita secundária com a temperatura do tratamento intercrítico.

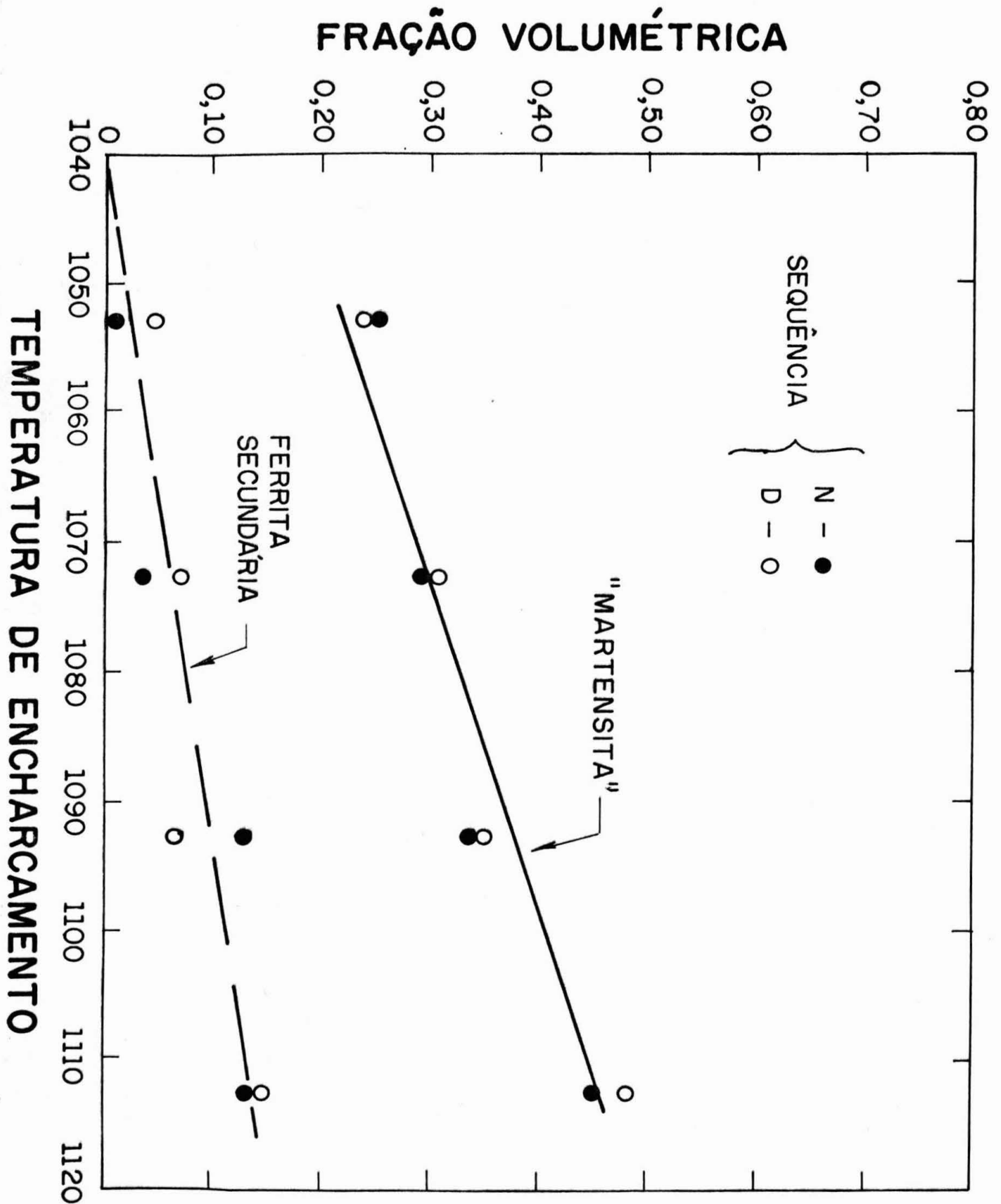


Fig.5 Valores experimentais das temperaturas A_3 (●). A linha tracejada representa o sistema Fe-Fe₃C e a cheia o sistema Fe (1% Cr)-C em condições de para-equilíbrio.