

INFLUÊNCIA DO TEOR DE NÍÓBIO E DA TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO

NO COMPORTAMENTO DA FRATURA DO AÇO NIOCOR 2

José Claudio Guimarães Teixeira (1)

11115-mf-7620

Fathi Aref Ibrahim Darwish (2)

R E S U M O

O efeito da temperatura de austenitização sobre o comportamento na fratura do aço Niocor 2 de dois teores diferentes de Nb foi estudado através de ensaios de impacto instrumentado. Constatou-se uma melhora na tenacidade do aço resfriado ao ar a partir de 920°C em relação ao aço laminado a quente, com o de alto teor apresentando uma ligeira vantagem. Para altas temperaturas de austenitização foi observada a existência de uma faixa de temperatura na qual a tenacidade sofre uma queda abrupta. Esta queda é explicada em termos da segregação de agentes fragilizantes na área de contorno de grão associada ao crescimento de tamanho de grão. (author)

A B S T R A C T

The effect of the austenizing temperature on the fracture behavior of Niocor 2 steel of two different Nb contents was studied by means of instrumented impact testing. It was observed that the toughness of the hot rolled steel could be improved by an austenizing treatment at 920°C followed by cooling in air. In that respect the steel with the higher Nb content was shown to be slightly superior to the one with the lower content. For higher austenizing temperatures the toughness exhibited a considerable drop over a certain temperature range. This fall in toughness is explained in terms of the segregation of embrittling related to species to the grain boundary area, as related to the grain growth that takes place at high austenizing temperatures.

(author)

(1) Membro da ABM. Engenheiro Metalúrgico; Bolsista de Pós-graduação da CAPES e Auxiliar de Ensino e Pesquisa do Depto de Ciência dos Materiais e Metalurgia da PUC/RJ.

(2) Membro da ABM. Engenheiro Metalúrgico; M.S.; Ph.D.; Professor Associado do Depto de Ciência dos Materiais e Metalurgia da PUC/RJ.

## 1. INTRODUÇÃO

Trabalhos recentemente publicados concluíram que o aumento do teor de Nióbio, poderá vir a ser uma alternativa para a laminação controlada, produzindo chapas com boa tenacidade<sup>(1)</sup>.

O Nióbio precipitado na forma de carbonetos provoca um aumento apreciável na resistência da ferrita. Outro efeito do Nióbio é retardar a recristalização da austenita durante o trabalho mecânico e impedir o crescimento de grão austenítico pela presença de precipitados durante a laminação ou normalização<sup>(2)</sup>.

A adição de mais de 0.15% Nb, em aços de baixo carbono, provoca uma mudança na temperatura de transição dútil-frágil, que diminui a medida que o teor de Nb aumenta. Isto ocorre devido a diminuição da quantidade de perlita e o refino do grão ferrítico<sup>(2)</sup>.

A normalização após a laminação aumenta ainda mais a tenacidade<sup>(3)</sup> devido ao crescimento dos precipitados, diminuição da quantidade de perlita e o refino de grão ferrítico.

A presença de carbonitretos de Nióbio localizados preferencialmente no contorno de grão, bem como transformações microestruturais podem modificar a tenacidade do material. Portanto qualquer operação metalúrgica envolvendo aumento de temperatura pode provocar alterações microestruturais com prejuízo da tenacidade.

O presente trabalho tem como objetivo o estudo do efeito do teor de Nióbio sobre o comportamento na fratura do aço NIOCOR 2 resfriado ao ar a partir de várias temperaturas de austenitização. Para tal fim, foram ensaiados corpos de prova Charpy convencional em máquina de impacto instrumentada. Deste modo foram determinadas as curvas de carregamento dinâmico e as de energia integrada durante o impacto. A partir dessas curvas foram obtidos os valores de carga de escoamento geral,  $P_{GY}$ , carga máxima,  $P_M$ , e energia absorvida até atingir  $P_M$ . Os efeitos do teor de Nb e da temperatura de austenitização sobre esses valores são apresentados e discutidos, baseando-se na existência de uma temperatura de austenitização acima da qual ocorre um cresci

mento de grão acentuado<sup>(4)</sup> acompanhado de uma variação na tenacidade.

## 2. MATERIAL E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foram utilizadas para este estudo chapas de aço NIOCOR 2, laminadas a quente, com espessura de 1/2", produzidas pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN), cujas composições são apresentadas na tabela 1.

TABELA I - Composição química das chapas de  
aço NIOCOR 2 (% em peso)

Material	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Nb
Aço A	0,15	1,24	0,014	0,025	0,25	0,24	0,02	0,48	0,16
Aço B	0,14	1,27	0,014	0,024	0,24	0,24	0,02	0,50	0,04

O modo de retirada dos corpos de prova de impacto e tração foi no sentido da laminação. O entalhe Charpy foi usinado no sentido da espessura.

Foram escolhidas as temperaturas de 920, 1100 e 1250°C para realizar a austenitização. Desta maneira obteve-se microestruturas distintas que serão denominadas A0, A1, A2, A3, B0, B1, B2 e B3. As letras A e B referem-se a composição química do aço (vide tabela I). Os números 0, 1, 2 e 3 indicam o material nas condições de recebido e austenitizados nas temperaturas 920, 1100 e 1250°C, respectivamente.

Após os tratamentos térmicos as amostras foram ensaiadas em máquina de impacto instrumentada, onde registrou-se a carga instantânea da amostra durante o dobramento, assim como a energia integrada durante o impacto.

O módulo de elasticidade,  $Y$ , um parâmetro importante em

cálculos posteriores, foi determinado através de máquina universal de ensaios.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Exemplos típicos das curvas de carregamento, P-t, para várias microestruturas concebidas neste trabalho, estão apresentadas nas figuras 1 e 2. Nota-se que os corpos de prova dos aços A3 e B3 falharam abaixo do escoamento geral, significando que  $P_M$  foi atingida antes que ocorresse deformação plástica em toda seção na frente do entalhe. Os corpos de prova das demais condições, falharam acima do escoamento geral ( $P_M > P_{GY}$ ). As figuras 3 e 4 revelam o efeito da temperatura de austenitização  $T_A$ , sobre  $P_M$  e  $P_{GY}$ . Através dessas figuras notamos um pequeno decréscimo de  $P_{GY}$ , quando os aços A e B são austenitizados a 920°C. Provavelmente a existência de pré-deformação no material como recebido seja o responsável pelo decréscimo, apesar do refino de grão observado nas amostras A1 e B1 em comparação com A0 e B0. (figuras 8 e 9). O aparecimento de uma estrutura acicular causou um novo aumento em  $P_{GY}$ .

A fim de determinar um parâmetro mais adequado que melhor expresse o comportamento do material na fratura, foi escolhido o conceito de energia de iniciação da fratura neste tipo de corpo de prova.

#### Determinação da energia de iniciação, $E_I$

Curvas esquemáticas de P-t (figura 5) definem dois tipos de comportamento do material na fratura. No primeiro tipo, onde  $P_M \leq P_{GY}$ , a fratura, evidentemente, inicia-se no instante do atingimento da carga máxima. Assim sendo, o valor da energia integrada no intervalo de tempo entre 0 e  $t_M$ ,  $W_M$ , representa a energia de iniciação. Entretanto,  $W_M$  inclui outras contribuições além daquela relativa ao dobramento do corpo de prova. Portanto, a introdução de fatores de correção se faz necessário, a fim de obter a energia real da amostra,  $E_M$ . Quando a fratura é elástica linear,  $E_M$  pode ser calculado diretamente utilizando a relação<sup>(5)</sup>

$$E_M = \frac{C_{ND} P_M^2}{2 Y B} \quad (1)$$

onde,  $C_{ND}$  representa a "compliance" adimensional do corpo de prova Charpy, e é igual a 24,39<sup>(5)</sup> para  $a/w = 0,2$  e  $B$  igual a espessura do corpo de prova Charpy.

A equação (1) foi utilizada para calcular  $E_M$ , que representa a energia de iniciação  $E_I$ , nas amostras A3 e B3.

No segundo tipo de comportamento, ou seja, no caso elástico-plástico a carga máxima  $P_M$  é maior que  $P_{GY}$  e a iniciação de fratura ocorre para valores de carga compreendidos entre  $P_{GY}$  e  $P_M$ . No caso de fratura iniciado por clivagem a carga de iniciação será igual a  $P_M^{(5)}$ . Na impossibilidade de se determinar o momento exato da iniciação de fratura, adotou-se, para efeito de comparação, uma estimativa para  $E_I$  baseada no valor de  $E_M$ . O valor de  $E_M$  pode ser obtido através da equação<sup>(5)</sup>.

$$E_M = W_M - \left( \frac{P_M^2}{2} \right) \left[ C_T - \frac{C_{ND}}{YB} \right] \quad (2)$$

onde  $C_T$  representa a "compliance" total do sistema obtida a partir da expressão<sup>(5)</sup>

$$C_T = (V_0 t_{GY} / P_{GY}) - (V_0^2 t_{GY}^2 / B E_0) \quad (3)$$

onde  $V_0 = 5,1$  m/s, velocidade inicial do martelo  
 $E_0 = 359$  J, energia inicial do martelo

Os valores de  $E_I$  estimados através de  $E_M$ , conforme explicado anteriormente, são apresentados nas figuras 6 e 7 em função da temperatura de austenitização.

Essas figuras indicam que  $E_I$  (estimada por  $E_M$ ) aumenta para os aços austenitizados até 1100°C em relação ao material como recebido (laminado a quente), comportamento este já espera-

do, conforme discutido anteriormente<sup>(2)</sup>. Isto indica uma melhoria na tenacidade do aço quando tratado termicamente nesta faixa de temperatura. Quanto ao efeito do teor de Nióbio observou-se um ligeiro aumento nos valores de  $E_I$  para o aço A em comparação com o aço B, nessa mesma faixa de temperatura.

A energia CVN (energia total absorvida pela amostra Charpy, englobando energia de iniciação e propagação) sofre uma queda com o aumento da temperatura de austenitização de 920°C para 1100°C, principalmente no aço B. A observação da microestrutura revelou a presença de um produto acicular (figuras 9 e 10) quando a temperatura  $T_A$  passou de 920 para 1100°C.

Ao compararmos as microestruturas dos aços A2 e B2 (figura 10) notamos uma maior quantidade de ferrita proeutetóide no aço A2, que contribui para um maior valor da energia CVN em comparação com o aço B2. Como a energia de iniciação é praticamente a mesma, o aumento da energia CVN, neste caso, deve ser atribuída a energia de propagação. Quanto ao efeito da austenização e altas temperaturas a figuras 6 e 7 indicam que os valores de  $E_I$  e CVN sofrem uma queda brusca com o aumento da temperatura de 1100 para 1250°C.

Este fenômeno pode ser explicado em termos da segregação de elementos e/ou precipitados fragilizantes na área de contorno de grão. Termodinamicamente deve existir uma temperatura, essencialmente independente do tamanho de grão, acima da qual a força motriz para segregação na área de contorno é mínima<sup>(7)</sup>. Esta tese apresentada por Clark, Ritchie e Knott<sup>(7)</sup> parece ser válida, desde que altas temperaturas, em virtude da predominância do termo de entropia, favorecem a homogeneização da microestrutura. Isto representa o estado mais estável do material. Por outro lado existe uma temperatura inferior, abaixo da qual a segregação deve ser praticamente completa. A explicação para tal fato é devido a diminuição da energia livre com a segregação de elementos e/ou precipitados na área de contorno de grão, acarretada pelo decréscimo da energia interna do sistema. A diferença entre essas duas temperaturas depende principalmente da diminuição da energia causada pelo processo de segregação na área de contorno<sup>(7)</sup>.

A ocorrência de segregação na área de contorno de grão, deve ser encarada como fenômeno relacionado ao tamanho de grão obtido nas várias temperaturas de austenitização. Uma área menor de contorno de grão associada com o tamanho de grão maior, implica numa maior fragilização, quando ocorre segregação durante o resfriamento. Isto se deve ao fato de que uma fração maior da área de contorno será coberta por uma quantidade de agentes fragilizantes.

As microfotografias 10 e 11 indicam claramente um aumento acentuado no tamanho de grão pré-austenítico quando aumentamos a temperatura de 1100 para 1250°C.

As afirmações acima são reforçadas em virtude do aço A apresentar valores de CVN e  $E_T$  inferiores ao aço B, por possuir maior quantidade de agentes fragilizantes na área de contorno, quando austenitizado a 1250°C.

O conceito da existência de uma faixa de temperatura onde ocorre fragilização por segregação na área de contorno de grão é mostrado através das curvas de  $P_M$  e  $P_{GY}$  das figuras 3 e 4. A interseção da curva de  $P_M$  com a curva extrapolada de  $P_{GY}$  indica uma mudança no comportamento na fratura de dútil para frágil, quando tal faixa de temperatura é ultrapassada.

#### 4. CONCLUSÕES

Os resultados apresentados neste trabalho indicam uma melhoria na tenacidade do aço NIOCOR 2 austenitizado a 920°C em relação ao aço como recebido (laminado a quente). Neste sentido o aço NIOCOR 2 de alto teor de Nióbio apresenta uma ligeira vantagem em relação ao de baixo Nióbio.

Mesmo na ausência de estudos microscópio detalhados dos precipitados envolvidos, foi possível concluir que a queda brusca na tenacidade do aço com o aumento da temperatura de austenitização de 1100 para 1250°C é atribuída ao fenômeno de segregação de agentes fragilizantes na área de contorno de grão durante o resfriamento ao ar, fenômeno esse também relacionado à área de

contorno de grão e portanto com o tamanho de grão.

Existe uma faixa de temperatura de austenitização na região compreendida entre 1100 e 1250°C onde ocorre uma solubilização considerável de agentes fragilizantes associado com o crescimento acentuado do tamanho de grão, contribuindo para a fragilização durante o resfriamento.

A determinação dessa faixa se encontra em andamento. Estudos mais detalhados da microestrutura e uma avaliação da tenacidade  $K_{IC}$  através de medidas de COD serão realizados.

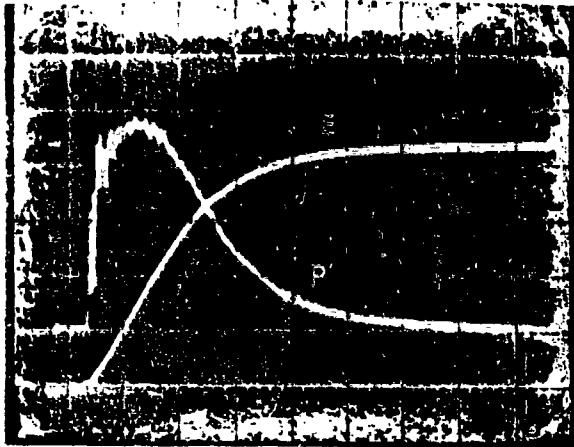
#### AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a Companhia Siderúrgica Nacional pelo fornecimento do material. A Temperaçõ pela realização de todos os tratamentos térmicos. A todos que direta ou indiretamente contribuíram para a realização do mesmo.

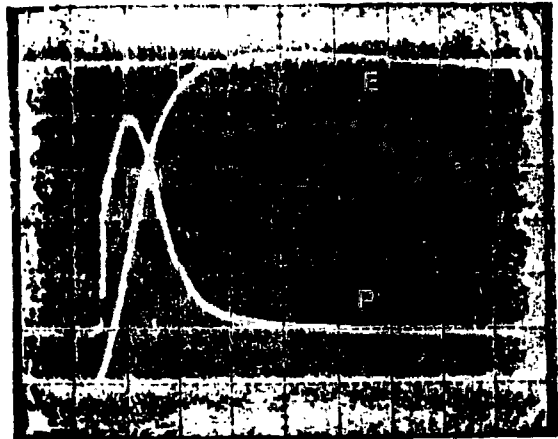


BIBLIOGRAFIA

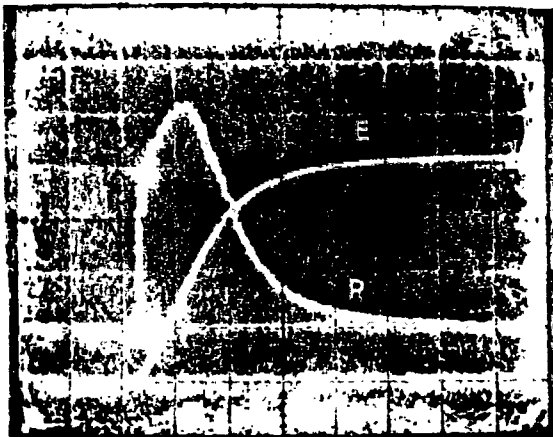
1. Gray, J.M., Stuart, H. & Heisterkamp, F. - Development of Weldable Steels Containing 0,15 Percent Niobium; II Congresso Latino Americano de Soldagem, Santa Catarina, 1977.
2. Tetelman, A.S. & McEvily, A.J. - Fracture of Structural Materials; Wiley, 1967.
3. Nolasco, C.A. & Bordignon, P.J. - XXXII Congresso Anual da ABM; Contribuição Técnica Nº 1401; São Paulo, 1977.
4. Bain, E.C. & Paxton, H.W. - Alloying Elements in Steel; ASM, 1966.
5. Server, W.L. - Journal of Testing and Materials; Vol. 6, No 1, p. 29, 1978.
6. Gray, J.M. - The Technology and Application of Niobium in High Strength Low Alloy Steels; Apresentado no Encontro CBMM/ABM, Rio de Janeiro, 1974.
7. Clark, G., Ritchie, R.O. & Knott, J.F. - Nature Physical Science; Vol. 239, p. 104, 1972.



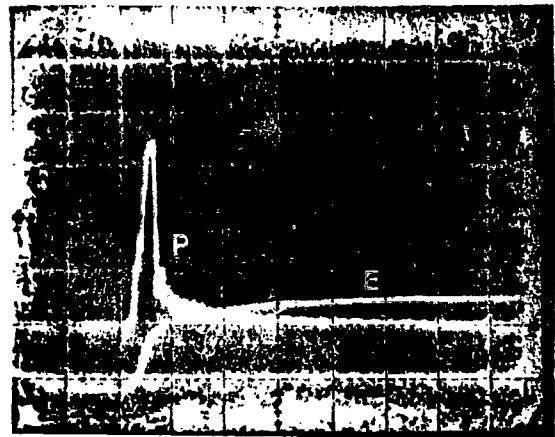
(a)



(b)

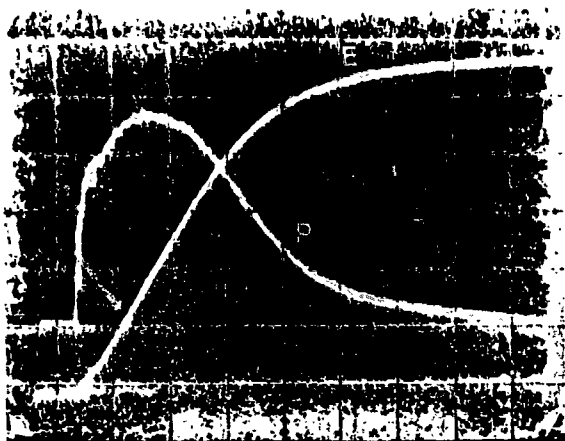


(c)

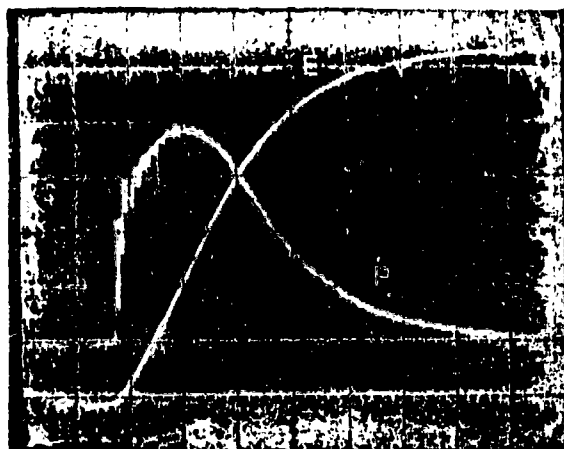


(d)

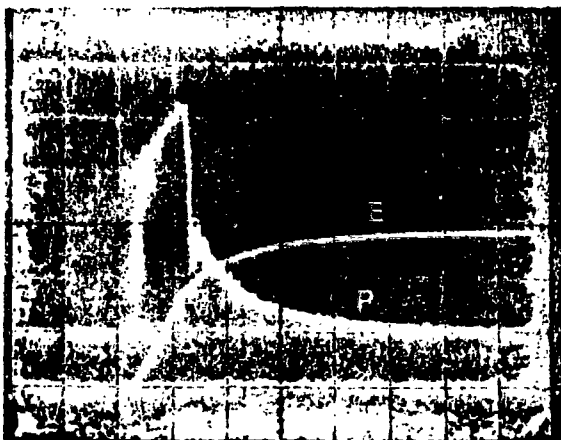
Fig.1 - Curvas de carregamento dinâmico e energia integrada do aço A. (a) Como recebido ( $A_0$ ). (b) Austenitizado a  $920^\circ\text{C}$  ( $A_1$ ). (c) Austenitizado a  $1100^\circ\text{C}$  ( $A_2$ ). (d) Austenitizado a  $1250^\circ\text{C}$  ( $A_3$ ).



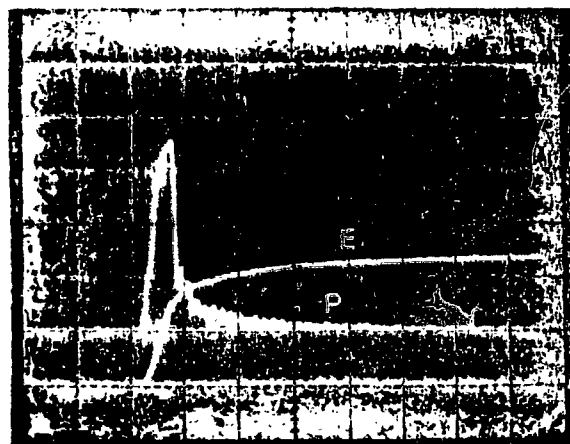
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 2 - Curvas de carregamento dinâmico e energia integrada do aço B. (a) Como recebido ( $B_0$ ). (b) Austenitizado a  $920^{\circ}\text{C}$  ( $B_1$ ). (c) Austenitizado a  $1100^{\circ}\text{C}$  ( $B_2$ ). (d) Austenitizado a  $1250^{\circ}\text{C}$ . ( $B_3$ ).

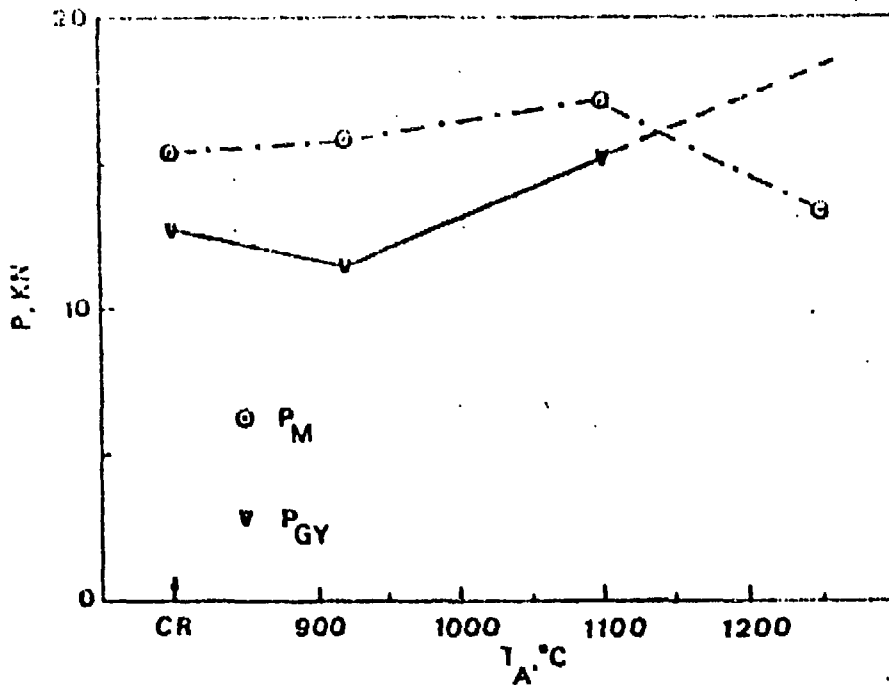


Fig.3 - Influência da temperatura de austenitização ( $T_A$ ) em  $P_M$  e  $P_{GY}$  para o aço A.

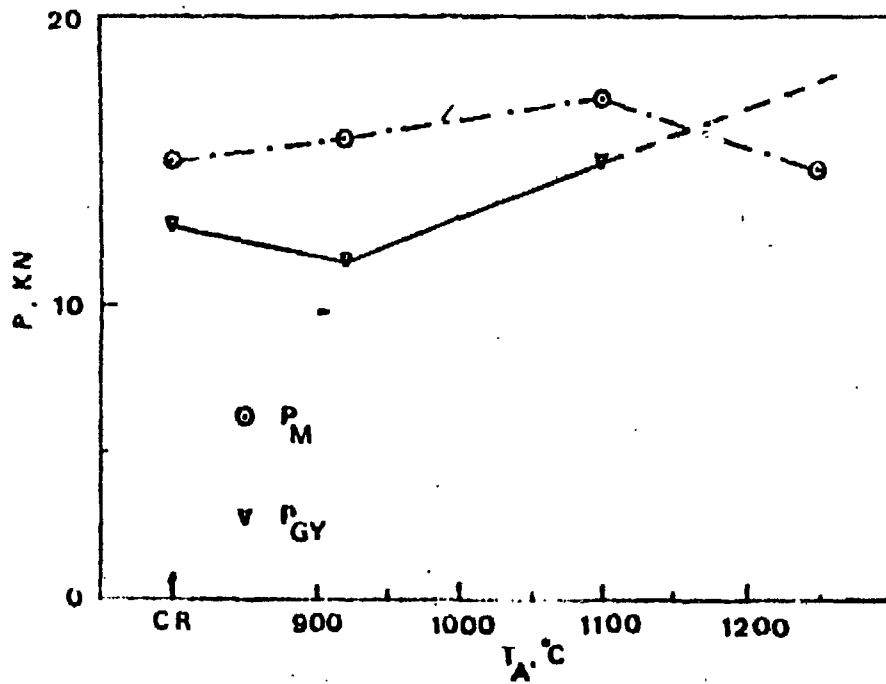


Fig.4 - Influência da temperatura de austenitização ( $T_A$ ) em  $P_M$  e  $P_{GY}$  para o aço B.

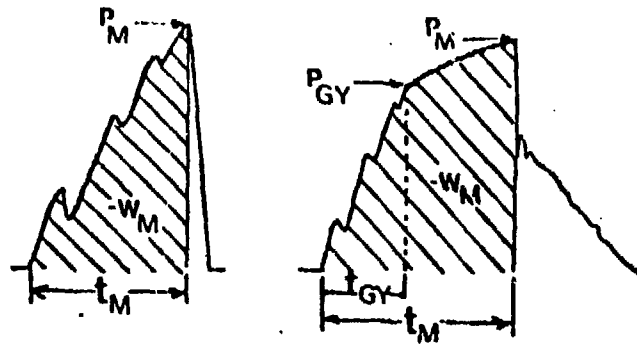


Fig.5 - Curvas de carregamento dinâmico esquemáticas (5).

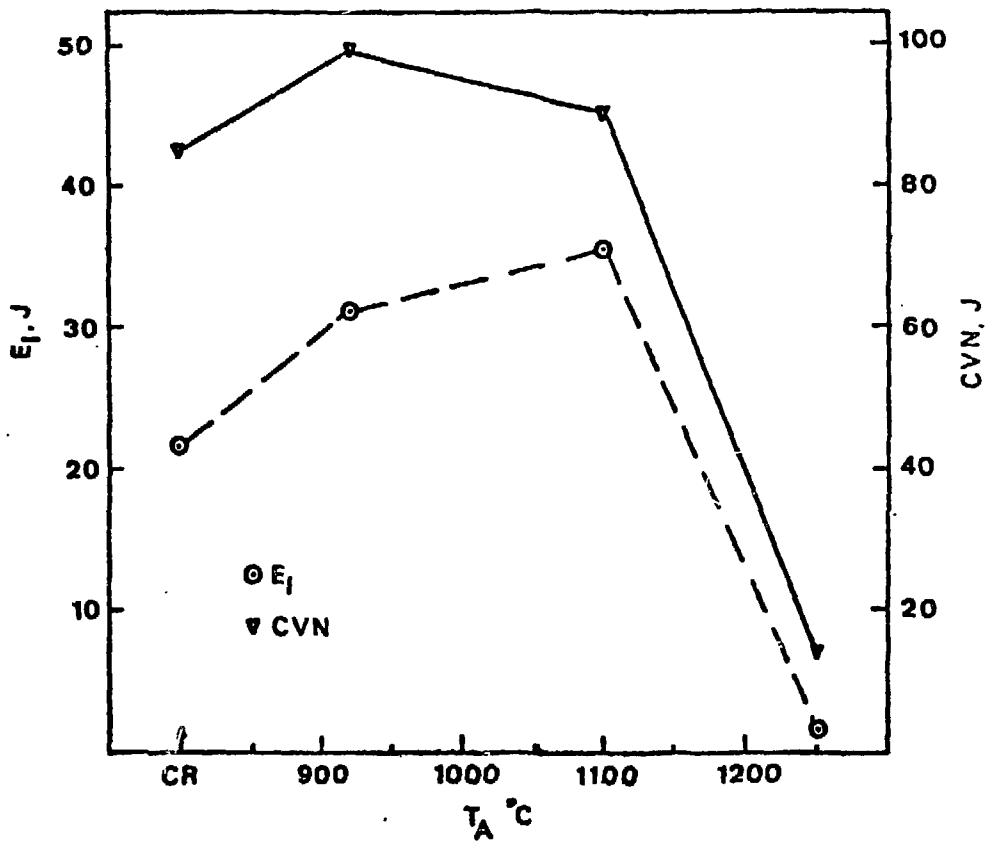


Fig.6 - Influência da temperatura de austenitização ( $T_A$ ) em  $E_I$  e CVN para o aço A.

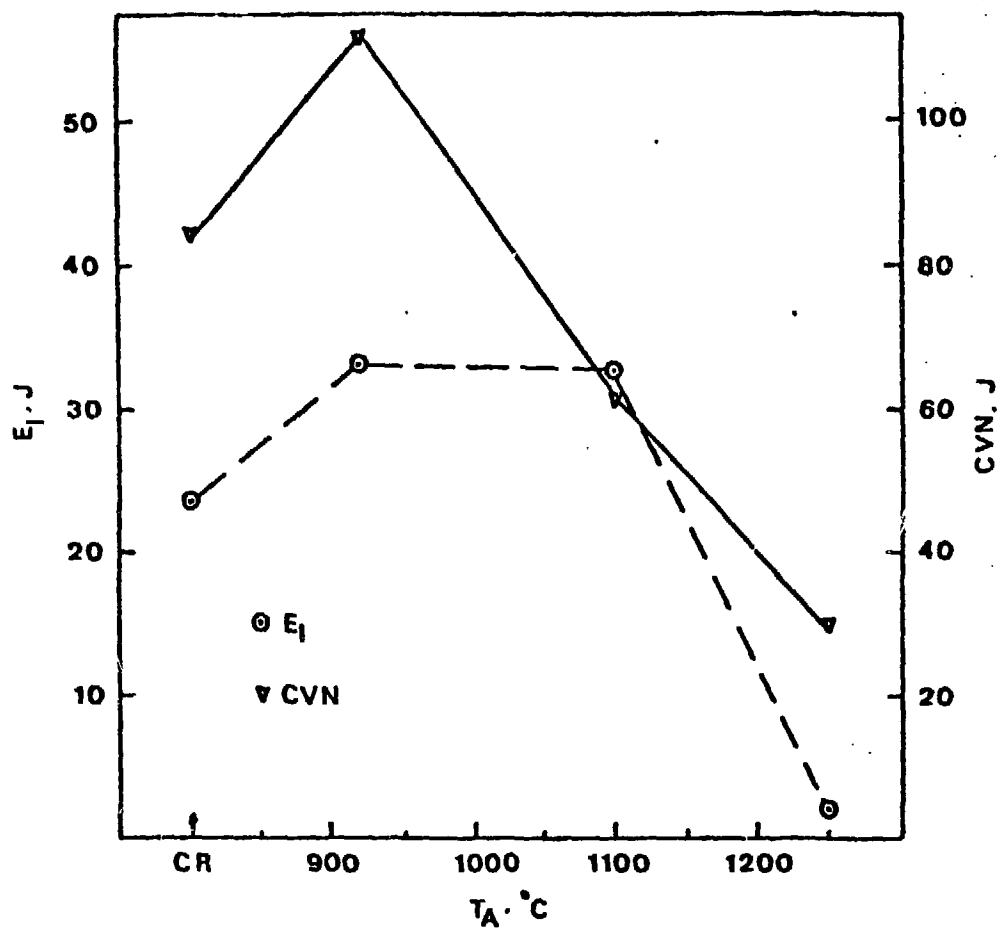


Fig.7 - Influência da temperatura de austenitização ( $T_A$ ) em  $E_I$  e CVN para o aço B.



(a)

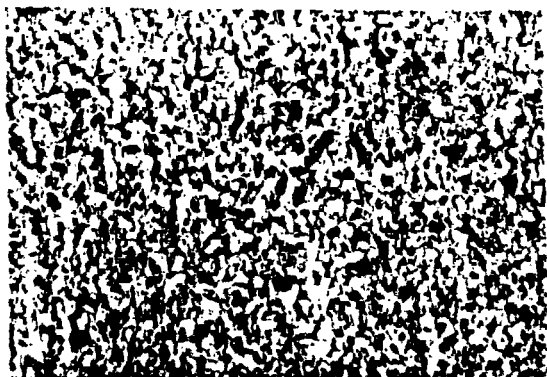


(b)

Fig.8 - Microestruturas dos aços como recebidos. (a) Aço A<sub>0</sub>.  
(b) Aço B<sub>0</sub>. Aumento:200X. Ataque: Nital

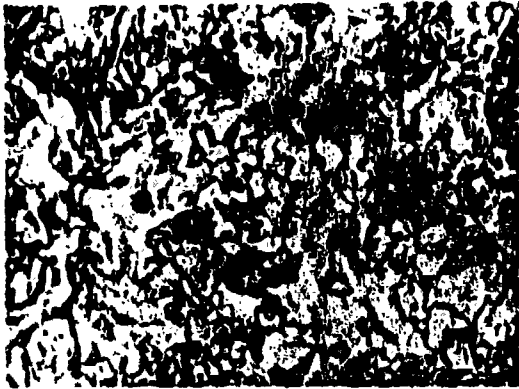


(c)



(d)

Fig.9 - Microestruturas dos aços austenitizados a 920°C. (a)  
Aço A<sub>1</sub>. (b) Aço B<sub>1</sub>. Aumento: 200X. Ataque: Nital



(a)



(b)

Fig.10 - Microestruturas dos aços austenitizados a 1100°C.

(a) Aço A<sub>2</sub>. (b) Aço B<sub>2</sub>. Aumento: 200X. Ataque: Vilella



(c)



(d)

Fig.11 - Microestruturas dos aços austenitizados a 1250°C.

(a) Aço A<sub>3</sub>. (b) Aço B<sub>3</sub>. Aumento: 200X. Ataque: Vilella

