



Este trabalho foi realizado graças aos auxí-  
lios financeiros fornecidos pelas seguintes instituições: UNB, UNF,  
COFTE, CAPES, FINEP e Shell do Brasil.

AOS MEUS PAIS

E AS MINHAS IRMÃS

## AGRADECIMENTOS

Ao Professor Doutor Walter A. Ruppel por sua orientação eficiente e apoio constante.

Ao Professor Doutor Roberto Lima Pereira pela orientação que me deu de procurar as boas metalúrgicas no campo da metalurgia.

Aos colegas do Departamento de Metalurgia da UNICAMP, do Departamento de Exploração Mineral da UNICAMP, do Departamento de Engenharia de Materiais da UNICAMP, e aos colegas do Departamento de Metalurgia da COPPE, pelas oportunidades.

Aos professores do Programa de Metalurgia da COPPE, das atividades curriculares.

Ao Sr. João Maria Moreira pela confecção dos slides e fotografias.

Ao Senhor Nelson Costa por sua ajuda nos trabalhos de campo.

A todos os parentes por, direta ou indiretamente, colaborarem para a realização deste trabalho de mestrado.

Este trabalho de mestrado foi realizado graças aos auxílios financeiros fornecidos pelas seguintes instituições: EESC.USP, COPPE, CAPES, BNDE e Shell do Brasil.

## AGRADECIMENTOS

Ao Professor Doutor Walter A. Mannheimer pela orientação eficiente e apoio constante.

Ao Professor Doutor Rubens Lima Pereira pela oportunidade que me deu de aumentar os meus conhecimentos no campo da Metalurgia.

Aos colegas do Departamento de Metalurgia do I.M.E. do Rio de Janeiro e do Departamento de Exploração Mineral do C.N.E.N. do Rio de Janeiro, pelo fornecimento do equipamento de Raio-X e informações oportunas.

Aos professores do Programa de Metalurgia da COPPE, pelas discussões valiosas.

A Senhorita Lúcia Maria Moreira pela confecção dos textos datilografados.

Ao Senhor Nelson Cava pelo desenho das figuras apresentadas no trabalho.

A todas as pessoas que, direta ou indiretamente, colaboraram para a execução deste trabalho de mestrado.

SUMÁRIO

Técnicas de difração de raio-X e metalográficas foram aplicadas em aços SAE 1010 e SAE 1030, boratados pelo processo eletrolítico, com a finalidade de se determinar a constituição e a morfologia da camada superficial, obtida pela difusão do boro numa matriz  $\gamma$ , até completa saturação da camada. As medidas dos parâmetros obtidas por difração de raio-X nos conduziram a conclusões parciais em relação à constituição da camada de difusão, pois algumas raías que aparecem no filme de difração não foram identificadas. Por outro lado, no exame da morfologia encontramos: superficialmente uma camada de boretos com um aspecto nitidamente colunar, apresentando duas regiões distintas, uma clara e outra escura, identificando os compostos intermediários  $FeB$  e  $Fe_2B$ , respectivamente. Mais internamente encontramos uma faixa contendo ferrita intergranular e Widmanstätten, sob um fundo fortemente perlítico, que nos deu a impressão de que o carbono existente na superfície do espécime difundiu / para o interior. Em seguida propomos o mecanismo responsável pelo aumento do teor de carbono naquela faixa e detetamos a existência / de "B" naquela região, com a finalidade de eliminarmos certa discrepância observada no exame da microestrutura. Finalizando concluímos que essa faixa fortemente perlítica contribui para diminuir o gradiente de dureza ao longo da camada de boretos-material de suporte, com fortes implicações tecnológicas.

## Í N D I C E

	Pág.
1. INTRODUÇÃO .....	1
2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL EMPREGADO PARA O ESTUDO DA CONSTITUIÇÃO DA CAMADA, ATRAVÉS DA TÉCNICA DE DIFRA- ÇÃO DE RAIO-X .....	1
2.1. Materiais empregados .....	3
2.2. Preparação do espécime .....	3
2.3. Processo de boretação .....	4
2.4. Características do tratamento eletrotermoquími- co empregado .....	6
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL EMPREGADO PARA O ESTUDO DA MORFOLOGIA DA CAMADA, ATRAVÉS DA TÉCNICA METALOGRÁFI- CA .....	10
3.1. Materiais empregados .....	10
3.2. Preparação dos espécimes .....	10
3.3. Processo de boretação .....	10
3.4. Características do tratamento eletrotermoquími- co empregado .....	10
4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS .....	11
4.1. Medidas dos parâmetros do reticulado por difra- ção de raio-X .....	11
4.2. Exame metalográfico da camada de difusão .....	11
5. DISCUSSÃO E CONCLUSÕES .....	11

## 1. INTRODUÇÃO

Através da difusão do boro em aços, até a sua completa saturação, obtém-se uma camada superficial de boretos de elevada dureza, camada esta que protege as peças sujeitas ao desgaste mecânico.

Esses boretos, segundo Kunst e Schaaber (1), parecem se distribuir de tal maneira, que encontramos:

- a) Superficialmente o composto intermediário  $FeB$ , com 16,23% de "B" em peso.
- b) Mais internamente o composto intermediário  $Fe_2B$ , com 8,83% de boro em peso.
- c) Na interface, camada - material base, uma solução sólida diluída de "B" em Fe- $\alpha$ , que segundo Strócchi, Melandri e Tamba (2) é uma solução sólida do tipo substitucional.

Entretanto, até a presente data, não temos conhecimento da existência de nenhum trabalho que viesse comprovar a veracidade das suposições feitas pelos autores citados acima. Embora, as suposições a) e b) nos pareçam bastante óbvias, ao observarmos o diagrama de equilíbrio do sistema Fe-B, ilustrado na figura 1 (3), podemos notar a existência de duas fases intermediárias identificadas como sendo  $Fe_2B$  e  $FeB$ , cujas composições são de 8,83% e 16,23% em peso de boro, respectivamente. Contudo, será que essas fases que aparecem em ligas de Fe-B serão as mesmas nos aços? Não haverá a possibilidade de uma interação boro-carbono?

Com êsse propósito procurou-se no presente trabalho estudar em detalhe a constituição e a morfologia da camada de boretos, obtidas pela difusão de boró em aços comuns, dentro da fase  $\gamma$ .

No ponto de vista do estudo da constituição foi aplicada a técnica da difração de raio-X e no da morfologia, a técnica metalográfica.

## 2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL EMPREGADO PARA O ESTUDO DA CONSTITUIÇÃO DA CAMADA, ATRAVÉS DA TÉCNICA DE DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

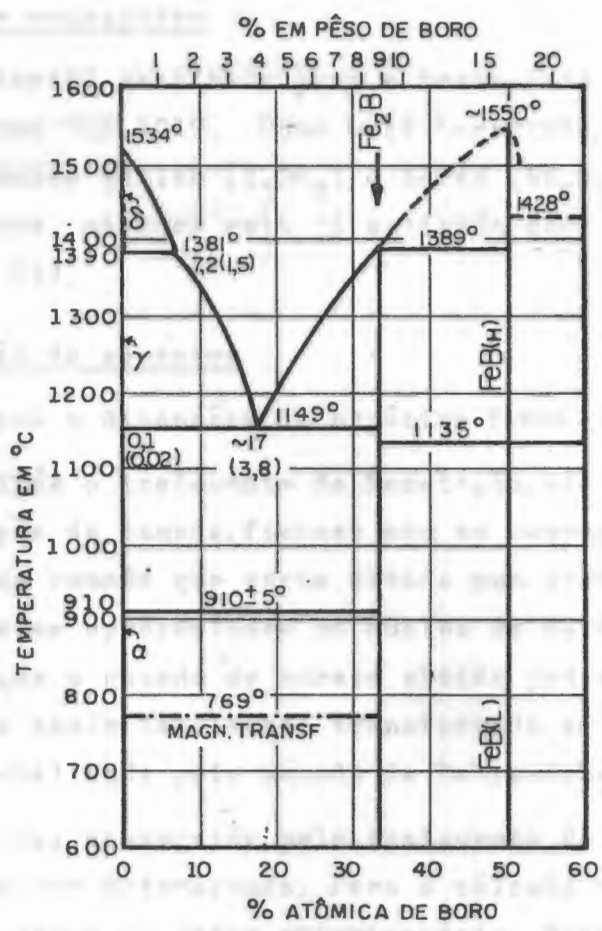


Figura 1 - DIAGRAMA DE FASE Fe-B

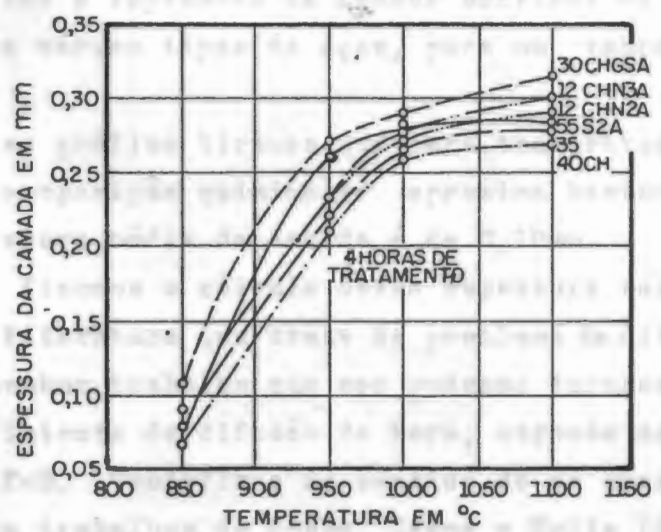


Figura 2 - PROFUNDIDADE DA BORETAÇÃO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA PARA DIVERSOS AÇOS RUSSOS NORMALIZADOS



## 2.1. Materiais empregados

O material escolhido para o tratamento de boretação foi o aço carbono comum SAE 1010. Como meio boretante, foi usada uma mistura fundida de ácido bórico ( $H_3BO_3$ ) e bórax ( $Na_2B_4O_7$ ), na proporção 7:3 respectivamente, mistura esta já aplicada com êxito no trabalho de Neves e White (4).

## 2.2. Preparação do espécime

A forma e dimensões do espécime foram escolhidas tais que:

- 1 - Após o tratamento de boretação, até a completa saturação da camada, ficasse com as mesmas características da camada que seria obtida num tratamento onde o espécime apresentasse um núcleo de material não saturado.
- 2 - que a camada de boreto obtida pudesse ser destacada, e assim facilmente transformada em pó, para poder ser analisada pelo método de Debye-Scherrer.

Isto foi conseguido pelo tratamento de uma lâmina de aço com uma espessura bem determinada. Para o cálculo da espessura ideal da lâmina nos baseamos em dados experimentais, fornecidos pelo trabalho de Minkevitch (5), figura 2, onde êle nos apresenta as curvas de penetração que dão a espessura da camada boretada vs temperatura de tratamento, para vários tipos de aços, para um tempo de 4 horas de tratamento.

Dêsse gráfico tiramos que para temperatura de  $850^{\circ}C$ , para um aço cuja composição química se aproxima bastante da do usado por nós, a espessura média da camada é de 0,10mm.

Não fizemos o cálculo dessa espessura teoricamente, por não existir na literatura que trata do problema da difusão do boro em ferro e aços, nenhum trabalho que nos pudesse fornecer dados para o cálculo do coeficiente de difusão do boro, através das fases intermediárias  $Fe_2B$  e  $FeB$ . Tentativas no sentido de se usar as expressões fornecidas pelos trabalhos de Busby, Wurga e Wells (6) (7), que dão o cálculo dos coeficientes de difusão do boro em  $Fe^{\alpha}$  e  $\gamma$ , nos conduziram a resultados absurdos, o que já era esperado, pois essas ex-

pressões foram obtidas experimentalmente para a difusão do boro em soluções diluídas de boro em Fe, nas fases  $\alpha$  e  $\gamma$ .

A figura 3 nos dá a forma e dimensões do espécime usado. Podemos notar que a sua espessura, na região a ser tratada, é de 0,30mm, isto por causa da existência de duas superfícies de difusão e a necessidade de um núcleo de material não saturado.

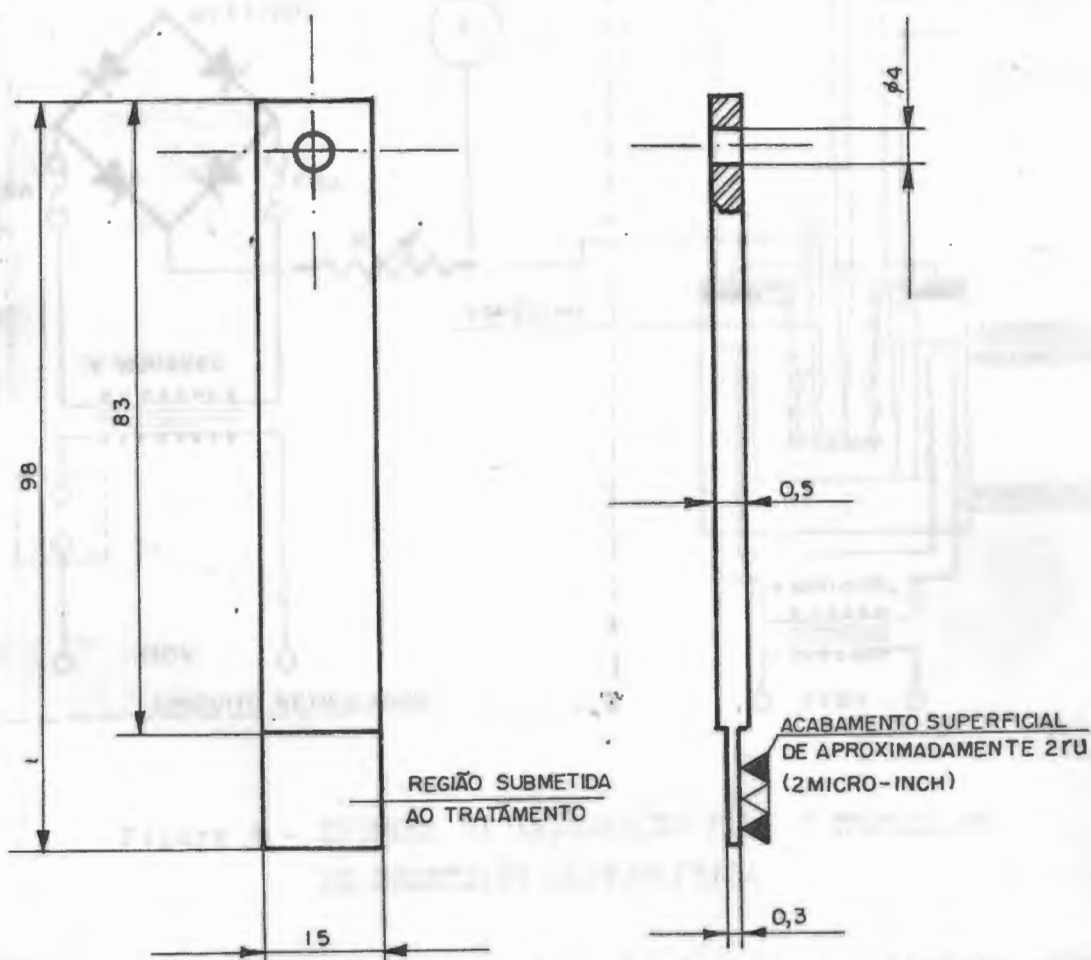


Figura 3 - FORMA E DIMENSÕES DO ESPÉCIME  
(Escala em mm)

### 2.3. Processo de boretção

No presente trabalho usamos o processo de boretção eletrolítica que atualmente é o mais empregado.

O tratamento foi levado a efeito usando-se a aparelhagem

esquemática na figura 4.

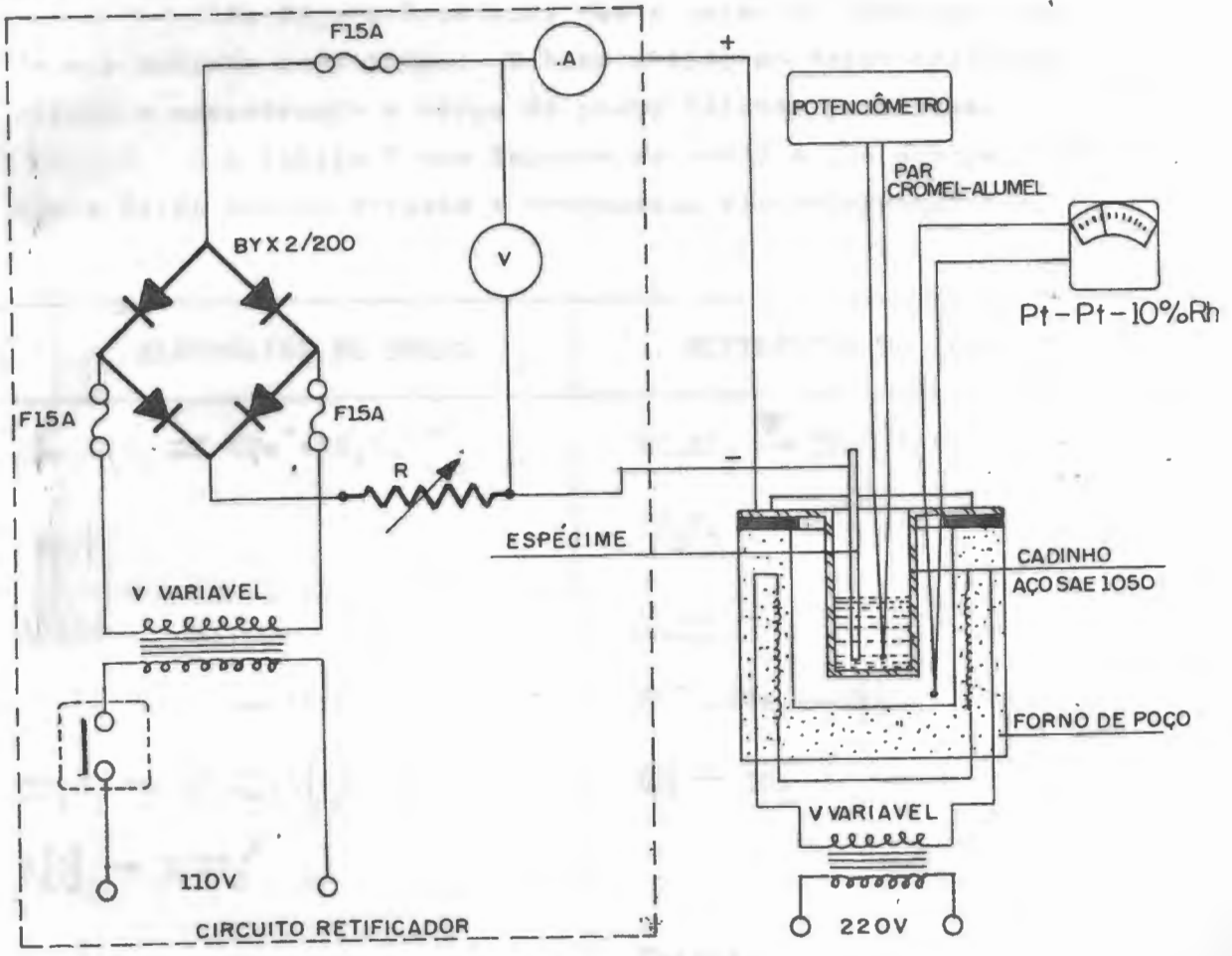


Figura 4 - ESQUEMA DA INSTALAÇÃO PARA O TRATAMENTO DE BORETAÇÃO ELETROLÍTICA

Neste processo, a obtenção do boro, necessário para o tratamento, foi conseguida pela eletrólise da mistura fundida de bórax e ácido bórico. No nosso caso foi usado uma mistura dos dois na proporção 3:7, respectivamente. Esta proporção da mistura nos fornece as seguintes vantagens:

- 1 - Baixa resistência ôhmica do banho boretante; como conseqüência menor custo do circuito retificador.
- 2 - Maior eficiência no tratamento, isto é, obtenção de

camadas de boretos mais profundas em tempos curtos de boretação.

Na figura 4 notamos que o espécime funciona como o catodo e o cadinho como anodo. O bore obtido na decomposição vai para o catodo e encontrando o corpo de prova difunde para o seu interior.

A tabela I nos fornece as reações que ocorrem com o bórax e ácido bórico durante o tratamento eletrotermoquímico.

ELETRÓLISE DO BÓRAX	ELETRÓLISE DO ÁCIDO BÓRICO
$3\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \rightleftharpoons 6\text{Na}^+ + 3\text{B}_4\text{O}_7^{--}$	$2\text{H}_3\text{BO}_3 \xrightarrow{\nabla} 3\text{H}_2\text{O} + \text{B}_2\text{O}_3$
	$2\text{B}_2\text{O}_3 \rightarrow 4\text{B}^{+++} + 6\text{O}^{--}$
<u>Anodo</u>	<u>Anodo</u>
$3\text{B}_4\text{O}_7^{--} - 6e^- \rightarrow 3\text{B}_4\text{O}_7$	$6\text{O}^{--} - 12e^- \rightarrow 6[\text{O}]$
$3\text{B}_4\text{O}_7 \rightarrow 6\text{B}_2\text{O}_3 + 3[\text{O}]$	$6[\text{O}] \rightarrow 3\text{O}_2$
$3[\text{O}] \rightarrow 3/2\text{O}_2$	
<u>Catodo</u>	<u>Catodo</u>
$6\text{Na}^+ + 6e^- \rightarrow 6\text{Na}$	$4\text{B}^{+++} + 12e^- \rightarrow 4\text{B}$
$6\text{Na} + \text{B}_2\text{O}_3 \rightarrow 2\text{B} + 6\text{Na}^+ + 3\text{O}^{--}$	

Tabela I - REAÇÕES ELETROTERMOQUÍMICAS NO TRATAMENTO DE BORETAÇÃO

#### 2.4. Características do tratamento eletrotermoquímico empregado

O espécime, funcionando como catodo, foi tratado durante o tempo de 4 horas à temperatura de 850°C, numa mistura fundida de bórax e ácido bórico, com uma densidade de corrente 0,2 A/cm<sup>2</sup>. Não foi

usada densidade de corrente maior porque, segundo o trabalho de (8), a espessura da camada obtida não sofre variação para densidades acima de  $0,1 \text{ A/cm}^2$ , isto é, acima de  $0,1 \text{ A/cm}^2$  a cinética é controlada pela velocidade de difusão do boro através da camada e não mais pela velocidade de decomposição do banho boretante. A figura 5 mostra a instalação usada para o tratamento de boretção em operação. Após o tratamento, o espécime foi retirado do banho e resfriado ao ar. A crosta de material de decomposição, que se forma em torno da parte tratada, foi facilmente retirada, deixando-se o espécime imerso durante 30 minutos em água fervendo. Em seguida, a parte tratada foi levemente fixada com lixa d'água grana 600 e lavada em acetona com a finalidade de se eliminar as impurezas superficiais. Uma parte do material tratado foi facilmente transformada em pó, devido à sua alta fragilidade, com uma granulação dentro dos limites aceitáveis, com o objetivo de se conseguir um satisfatório modelo de difração. A figura 6 nos fornece a microestrutura da secção transversal da lâmina após tratamento de boretção, onde podemos notar a nítida existência de um núcleo de material ainda não saturado.

As medidas dos parâmetros da análise por raio-X foram executadas a  $23^\circ\text{C}$  em câmara de Debye-Scherrer, carregada com filme de grão fino pelo método de Straumanis (9). O espécime, na forma de um fino cilindro de aproximadamente  $0,3\text{mm}$  de diâmetro, foi colocado no centro da câmara e, após cuidadosa centragem, foi exposto durante 18 horas à radiação do  $\text{Co K}\alpha$ . Logo em seguida o filme foi revelado e secado por 24 horas, à  $36^\circ\text{C}$ , para eliminar efeitos de contração.

A determinação das distâncias entre as linhas simétricas do modelo de difração obtido foi feita com medidor Morelco - North American - Philips e os resultados das medidas e das calculações teóricas dos parâmetros estão colecionados na tabela II.

Para que se possa facilmente comparar os resultados dos parâmetros obtidos com o modelo de difração, foram colocados nas duas últimas colunas da tabela II os valores dos parâmetros fornecidos pelos Padrões da ASTM 3-1053 e 3-0957 do  $\text{FeB}$  e  $\text{Fe}_2\text{B}$ , respectivamente.



Figura 5 - FOTOGRAFIA MOSTRANDO A INSTALAÇÃO PARA TRATAMENTO DE BORETAÇÃO EM OPERAÇÃO

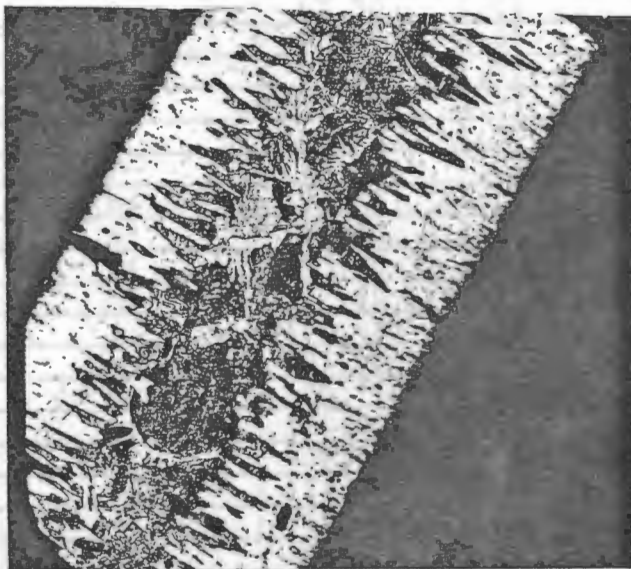


Figura 6 - MICROESTRUTURA DA SECÇÃO TRANSVERSAL DA LÂMINA DE AÇO SAE 1010, APÓS TRATAMENTO, ONDE NOTAMOS A EXISTÊNCIA DE UM NÚCLEO DE MATERIAL NÃO SATURADO, ATAQUE PICRAL NITAL 2%, 200X



Tipo radiação - Co K $\alpha$

Tempo exposição - 18 horas

Filtro - Fe

Origem de medida - 196,85mm

RAIA Nº	MEDIDAS (mm)	INTENSIDADE	2 $\theta$	d(Å)	PADRÃO ASTM	
					FeB 3-1053	Fe <sub>2</sub> B 3-0957
1	205,60	dif	8,75	11,72		
2	210,40	md	13,55	7,58		
3	225,60	i	23,75	3,60		3,61
4	228,30	md	31,25	3,25	3,26	
5	235,00	mi	38,15	2,74	2,74	
6	238,20	mi	41,35	2,53		2,56
7	241,00	mi	44,15	2,38	2,38	
8	242,25	dif	45,40	2,31		
9	243,10	i	46,25	2,28	2,28	
10	245,15	mi	48,30	2,19	2,19	
11	246,70	mi	49,85	2,12		2,12
12	248,70	mmi	52,85	2,01	2,01	2,01
13	253,10	mi	56,25	1,90	1,90	
14	254,45	mmf	57,60	1,85		
15	255,40	f	58,55	1,83		1,83
16	256,40	md	59,55	1,80	1,81	
17	261,65	md	64,80	1,67	1,67	
18	263,25	i	66,40	1,63		1,63
19	264,15	i	67,30	1,61		
20	265,00	i	68,15	1,60	1,60	
21	271,65	i	74,80	1,47	1,48	
22	274,25	dif	77,40	1,43		
23	283,80	f	86,95	1,30	1,30	
24	284,10	f	87,25	1,29		1,29
25	288,75	md	91,90	1,24	1,24	
26	289,75	md	92,90	1,23	1,23	
27	292,80	mi	95,95	1,20	1,21	1,20
28	294,65	mi	97,80	1,19	1,19	1,19
29	297,30	i	100,45	1,16	1,17	
30	300,00	mmf	103,15	1,14		1,14
31	302,60	mmf	105,75	1,12	1,12	
32	305,05	mf	108,20	1,10	1,11	
33	306,45	mf	109,60	1,09	1,09	1,09
34	311,65	mf	114,80	1,06	1,06	1,07
35	314,10	md	117,25	1,04		1,05
36	320,55	dif	123,70	1,01	1,01	
37	344,00	f	147,15	0,93		0,93
38	346,80	f	149,95	0,92		

Tabela II - DADOS OBTIDOS COM O MODELO DE DIFRAÇÃO

Convenção para as intensidades da tabela II

mmi - muito muito intensa  
mi - muito intensa  
i - intensa  
md - média  
f - fraca  
mf - muito fraca  
mmf - muito muito fraca  
dif - difusa

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL EMPREGADO PARA O ESTUDO DA MORFOLOGIA DA  
CANADA, ATRAVÉS DA TÉCNICA METALGRÁFICA

3.1. Materiais empregados

Neste caso o material escolhido para o tratamento de boretção foi o aço carbono SAE 1030.

Como meio boretante foi usada a mesma mistura que foi aplicada em 2.1.

3.2. Preparação dos espécimes

Para o exame metalográfico foram usados espécimes em forma de barra de dimensões 90 x (4 x 9)mm e na região a ser tratada foi usado um acabamento superficial de aproximadamente 2ru (2 micro-inch). Este tipo de acabamento foi empregado a fim de se evitar a incrustação do material de decomposição em rugosidades que existiriam sem esse acabamento, que poderia mascarar o exame metalográfico.

3.3. Processo de boretção

Foi usado o mesmo processo de boretção empregado em 2.3.

3.4. Características do tratamento eletrotermoquímico empregado

Os espécimes foram colocados no banho fundido à temperatura de 350°C e deixados homogenizar durante 10 minutos. Em seguida, iniciou-se a eletrólise onde foi estabelecida uma densidade de corrente 0,2 A/cm<sup>2</sup>.



Neste caso, o tempo de tratamento foi variado dentro de uma certa gama, com a finalidade de se observar possíveis variações na morfologia da camada de difusão.

Após tratamento, os espécimes foram lavados em água fervendo e embutidos em baquelite com um anel de aço em sua volta, com a finalidade de prevenir o arredondamento e estilhaçamento da camada durante a operação do polimento.

#### 4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS

##### 4.1. Medidas dos parâmetros do reticulado por difração de raio-X

Os parâmetros do reticulado da camada de boreto, por nós determinados, estão colecionados na tabela II.

##### 4.2. Exame metalográfico da camada de difusão

Os espécimes foram atacados primeiro com picral 2% e depois com nital 2%.

O picral ataca preferencialmente as fases ricas em boro ( $Fe_2B$  e  $FeB$ ). Algumas vezes o ataque é acompanhado com um maculamento do material adjacente. O nital, por sua vez, remove estas manchas e delinea mais claramente os contornos de grão.

A figura 7 mostra a microestrutura obtida após esse duplo ataque.

#### 5. DISCUSSÃO E CONCLUSÕES

As medidas obtidas por difração de raio-X, relacionadas na tabela II, nos levaram a conclusões parciais de que a camada de alta dureza, obtida por difusão de boro até sua completa saturação, é constituída de  $FeB$  que é um cristal de estrutura ortorrômbica do tipo B27, com 4 $FeB$  por célula unitária e  $a = 4,053 \text{ \AA}$ ,  $b = 5,495 \text{ \AA}$  e  $c = 2,946 \text{ \AA}$ , de composição química de 16,23% de boro em peso, e de  $Fe_2B$  que é um cristal de estrutura tetragonal de corpo centrado, tipo C16 com  $a = 5,099 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,240 \text{ \AA}$ , de composição química 8,83% de boro em peso. Estes dados nos foram fornecidos pelos padrões ASTM 3-1053 e

3-0957, respectivamente.

Quero observar que algumas das raias da tabela II não foram identificadas. Foram pesquisados os padrões ASTM do Fe,  $Fe_3C$ , carboneto de boro e  $B_2O_3$ , mas não obtivemos resultado positivo. O composto  $B_2O_3$  foi pesquisado porque, segundo Nicholson (10), é um composto que aparece sempre nas ligas de Fe-B. Assim a pergunta que fizemos no capítulo 1, da possibilidade de ocorrer uma interação boro-carbono durante o processo de difusão, não pôde ser respondida. Contudo, para futuro bem próximo será feita uma nova tentativa, onde pretendemos usar aços com maior teor de carbono.

No exame da microestrutura, apresentada na figura 7, ao caminharmos da periferia para o centro da amostra vamos encontrar: superficialmente uma camada de boretos com um aspecto clunlar apresentando duas regiões bem distintas, uma clara e a outra escura, identificando os compostos intermediários FeB e  $Fe_2B$ , respectivamente. Mais internamente vamos encontrar uma faixa contendo intergranular Widmanstätten ferrita, sob um fundo perlítico, dando-nos a impressão de que o carbono existente na superfície do espécime difundiu para o interior, durante o tratamento de boretação. Também é interessante ressaltar que as características micrográficas observadas acima são idênticas para todos os espécimes com diferentes tempos de tratamento.

Vamos propor aqui o mecanismo que provavelmente é o responsável pelo enriquecimento de carbono nessa região.

Podemos observar no diagrama Fe-C da figura 8 (11), que na temperatura de tratamento  $850^{\circ}C$ , o material está inteiramente na fase  $\gamma$ . O boro sendo um elemento extremamente alfaceno, ao encontrar a fase  $\gamma$  tem a forte tendência em transformá-la em  $\alpha$ . Como sabemos, a solubilidade do carbono na fase  $\alpha$  é muito baixa, quando comparada com  $\gamma$ , portanto, o excesso de carbono é difundido para o interior do espécime. Daí existir, no fim do tratamento, uma faixa enriquecida de C, que com o resfriamento subsequente fornecerá à micrografia um aspecto fortemente perlítico com intergranular Widmanstätten ferrita.

Contudo, ao observarmos a micrografia da figura 7 nota-

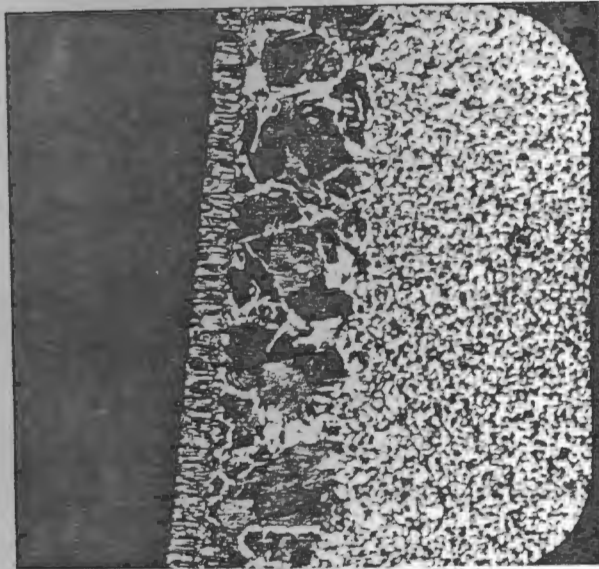


Figura 7 - MICRORRUTULA DO AÇO CARBONO SAE 1030 BOMETADO 15 MIN. A 850°C MOSTRANDO A CAMADA DE BOMETOS E A FAIXA CONTENDO INTERGRANULAR WIDMANSTATTEN FERRITA, SOB UM FUNDO PERLÍTICO. ATAQUE PICRAL-NITAL 2%. 200X.

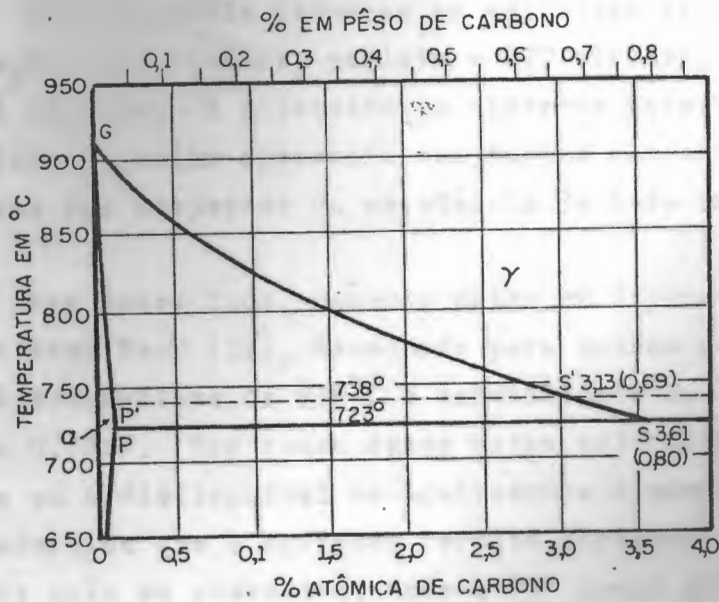


Figura 8 - DIAGRAMA DE FASE Fe-C PARCIALMENTE DESENLADO

mos que a relação entre a profundidade da camada de boretos e a espessura da faixa enriquecida de carbono é da ordem de 1:3, respectivamente. Assim, se somente o mecanismo descrito acima estivesse operando, teríamos um aumento de teor de carbono na faixa de aproximadamente 0,1%; com o 0,3% já existente obteríamos um total de 0,4%. Entretanto, no exame da microestrutura (figura 8) podemos avaliar, em função da área de perlita, que o teor de carbono naquela faixa é de 0,6%, aproximadamente. Isto nos levou a suspeitar de um deslocamento do ponto eutetóide do aço para a esquerda, naquela região. Com o objetivo de evidenciar essa suspeita, tornou-se necessário detetarmos a existência de boro nessa região.

A fim de tomarmos uma posição face ao problema, decidimos primeiramente investigar a existência de "B" fazendo o controle da microdureza dos constituintes micrográficos. Isto foi realizado porque está comprovado que a adição de pequenas quantidades de boro em aços tem como consequência um aumento considerável da dureza. Podemos notar nas microestruturas apresentadas nas figuras 9 e 10 as marcas do controle das microdurezas executadas, com a finalidade de se ter uma idéia da dureza média dos componentes micrográficos.

Esse controle forneceu os seguintes resultados: FeB 1400 vickers,  $Fe_2B = 736$  vickers, perlita = 277 vickers, ferrita intergranular = 236 vickers. É interessante observar nesses resultados que a ferrita intergranular apresenta uma dureza comparável com a perlita, o que nos faz suspeitar da existência de boro em solução nessa região.

Por outro lado, podemos notar na figura 11, que mostra o diagrama de fase Fe-B (12), desenhado para baixas concentrações de boro, que à temperatura de 850°C a solubilidade do boro na fase  $\alpha$  é da ordem de 0,002%. Por causa dessa baixa solubilidade, a existência do boro só é distinguível ao analisarmos a microestrutura, quando não é permitido que o agregado ferrita-carboneto se precipite nos contornos de grão da austenita, onde o "B" quase invariavelmente aparece. Isto se consegue aplicando o tratamento de precipitação isotérmica do "B". Este tratamento foi aplicado com êxito no trabalho

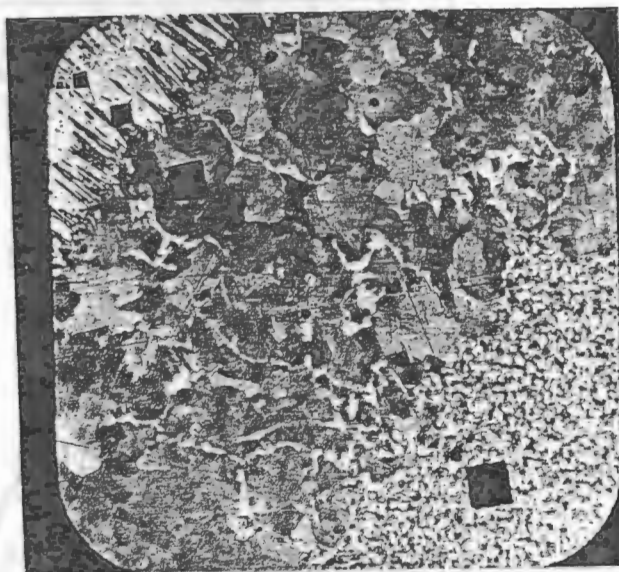


Figura 9 - MICROESTRUTURA ONDE NOTAMOS O CONTRÔLE DAS MICRODUREZAS EXECUTADAS NOS SEGUINTE COMPONENTES: FeB, Fe<sub>2</sub>B, PERLITA E NÚCLEO DE MATERIAL DE ORIGEM. ATAQUE PICRAL NITAL 200X.

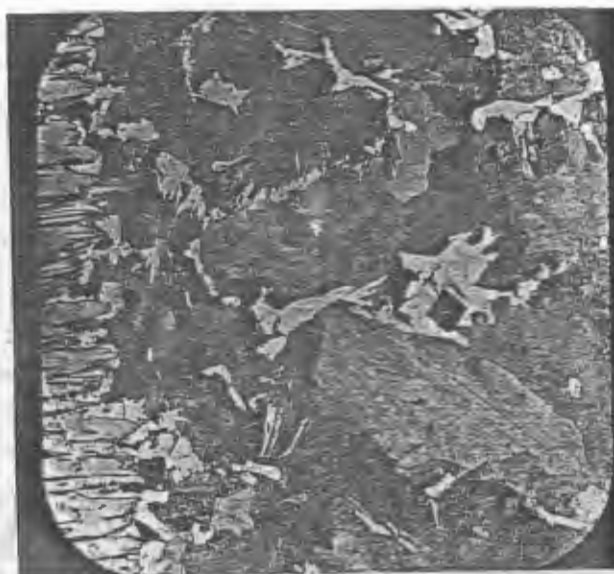


Figura 10 - MICROESTRUTURA ONDE NOTAMOS O CONTRÔLE DA MICRODUREZA EXECUTADO NUMA ILHA DE PERLITA. ATAQUE PICRAL NITAL 200X.

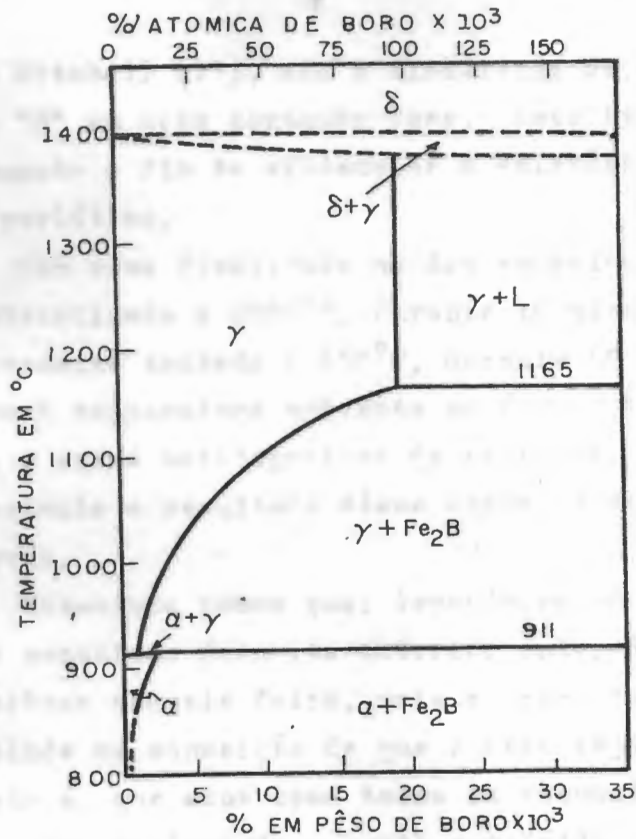


Figura 11 - DIAGRAMA DE FASE Fe-B PARA BAIXAS CONCENTRAÇÕES DE BORO

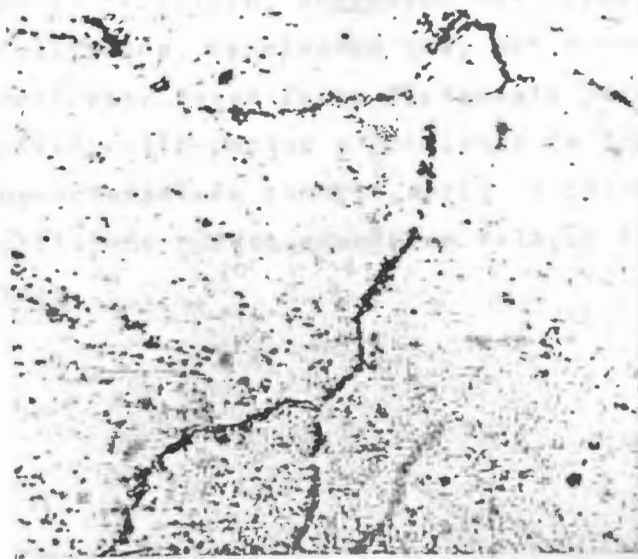


Figura 12 - MICROESTRUTURA APRESENTADA APÓS TRATAMENTO DE PRECIPITAÇÃO ISOTÉRMICA DO "B". NOTAMOS O "B" NOS CONTOURNOS DE GRÃO. ATAQUE PICRAL 2%, 720X;



de Grange e Mitchell (13), com a finalidade da determinação semi-quantitativa do "B" em aços contendo boro. Escolhemos, por isso, êsse tipo de tratamento a fim de evidenciar a existência de "B", na faixa fortemente perlítica.

Com essa finalidade um dos espécimes, previamente boretado, foi austenitizado a  $1000^{\circ}\text{C}$ , durante 10 minutos, e logo em seguida isotermicamente tratado a  $650^{\circ}\text{C}$ , durante 60 segundos, e rapidamente resfriado à temperatura ambiente em água. Logo após o tratamento, executou-se o exame metalográfico do espécime. A micrografia da figura 12 apresenta o resultado dêsse exame, onde notamos o "B" nos contornos de grão.

Resumindo temos que: levando-se em conta a explicação fornecida pelo mecanismo descrito anteriormente, do porque do enriquecimento de carbono naquela faixa, mais a prova da existência de "B" em solução e ainda na suposição de que o boro seja um elemento bem comportado, isto é, que atue como todos os elementos de liga quando em solução nos aços deslocando o ponto eutetóide no sentido da menor concentração de carbono, fica demonstrada a razão do aparecimento da estrutura fortemente perlítica, observada nas microestruturas.

Finalizando, concluímos que, sob o ponto de vista tecnológico, o aparecimento dessa faixa fortemente perlítica nos parece bastante favorável, isto porque o gradiente de dureza ao longo da camada de boretos-material de suporte seria menos brusco, dando assim uma maior estabilidade a essa camada em relação a seu destacamento, quando em serviço.

R E F E R Ê N C I A S

- (1) Kunst, H. e Schaaber, O. - Überblick über das borieren von stahl (Em VDI Zeitschrift, p.49, jan., 1965).
- (2) Strocchi, P.M., Melandri, B.A. e Tamba, A. - On the nature of boron solid solution in alpha-iron. Centro Sperimentale Metallurgico, Bologna, nov., 1966.
- (3) Hansen, Max - Constitution of binary alloys, New York, McGraw-Hill Book Company, Inc., p.250, 1958.
- (4) Neves, A.C. e Write, H. - Cementação de aços pelo boro. (Em Trabalho de Formatura, EESC, 1966).
- (5) Minkevitch, A.N. - Couches de bourures obtenus sur les métaux par diffusion. (Em Révue de Métallurgie, p.811, sep., 1963).
- (6) Busby, Paul E., Wurga, Mary E. e Wells, Cyril - Diffusion and solubility of boron in iron and steel. (Em Transactions AIME, p. 1468, 197, 1953; Journal of Metals, nov., 1953).
- (7) Busby, Paul E. e Wells, Cyril - Diffusion of boron in alpha iron. (Em Transactions AIME, p.972, 200, 1954; Journal of Metals, sep., 1954).
- (8) Kunst, H. e Schaaber, O. - Überblick über das borieren von stahl. (Em VDI Zeitschrift, p.50, jan., 1965).
- (9) Cullity, B.D. - Elements of X-ray diffraction, London, Addison-Wesley Publishing Company, Inc., p.154, 1959.
- (10) Nicholson, M.E. - Constitution of iron-boron alloys in the low boron range. (Em Transactions AIME, p.187, 200, 1954).
- (11) Hansen, Max - Constitution of binary alloys, New York, McGraw-Hill Book Company, Inc., p.357, 1958.



(12) Nicholson, M.E. - Constitution of iron-boron alloys in the low boron range. (Em Transactions AIME, p.190, 200, 1954).

(13) Grange, R.A. e Mitchell, J.B. - On the hardenability effect of boron in steel. (Em Transactions ASM, p.162, 53, 1961).