

BR8306836

INI-INT-7878

DESENVOLVIMENTO DE AÇOS RÁPIDOS CONTENDO

NIÓBIO BASEADOS NO CONCEITO DE

"MATRIX STEEL"

Tibério Cescon⁽¹⁾

RESUMO

~~O presente Trabalho~~ Utiliza-se do conceito de "matrix steel" desenvolvido por G.A.Roberts, para a obtenção de uma série de aços rápidos com matriz de mesma composição que a do aço M-2, e quantidades variáveis de carbonetos do tipo MC, pela adição de carbono e nióbio na proporção do carboneto NbC. Os resultados mostram que esses aços atingem dureza na faixa 63-64HRC, com têmpera de — 1.200°C e duplo revenido de 540°C, atendendo às exigências da norma ASTM A-600. As dimensões dos carbonetos restringem, porém, a adição de nióbio a cerca de 3%. Para fins comparativos foram examinados aços equivalentes, onde os carbonetos MC foram introduzidos através da adição de vanádio. (autor).

(1) Membro da ABM. Engenheiro Metalurgista. Chefe do Agrupamento de Caracterização de Produtos Metalúrgicos do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo - S.A.

1 - INTRODUÇÃO

Os aços rápidos tradicionais são ligas ferrosas contendo carbono, cromo, vanádio, molibdênio e/ou tungstênio e, em alguns casos, substancial quantidade de cobalto. O carbono e os elementos de liga são balanceados de modo a resultar elevada dureza, elevada resistência ao desgaste, elevada dureza a quente e boa tenacidade, para permitir a sua utilização como ferramentas de corte.

Do desenvolvimento dos aços para corte resultaram dois grupos de materiais: os aços rápidos "standard", utilizados em quase todas as condições de corte, desde as mais leves até as mais severas, e um pequeno grupo denominado - aços rápidos intermediários (Intermediate High Speed Steels)⁽¹⁾, que são satisfatórios para certas aplicações em condições de corte de leve a moderada.

A Tabela I fornece os requisitos mínimos que devem ser atendidos para que um aço seja classificado como rápido pela Norma ASTM A-600.

A Tabela II fornece a composição nominal dos aços rápidos mais importantes, de acordo com a classificação AISI.

No estado bruto de fundição, a microestrutura é caracterizada pela presença de constituinte eutético e dendritas de austenita transformada. No estado recozido, a microestrutura é constituída de carbonetos sobre matriz ferrítica. A extração eletrolítica dos carbonetos de aços rápidos⁽²⁾ permitiu a análise química estrutural dos mesmos⁽³⁾. Os resultados comprovaram a presença de várias fases, e, embora estas não tivessem composição definida, dependendo da composição química do aço e de seu tratamento térmico, os carbonetos puderam ser identificados pelas fórmulas abaixo onde "u" representa a soma dos átomos metálicos (W, Mo, Cr, V e Fe):

M_6C - carboneto cfc complexo, rico em W e/ou Mo, com composição variando de A_4B_2C a A_3B_3C (A-Ferro, B-Mo e/ou W); e, contendo também quantidades variáveis de Cr, V e Co em solução sólida.

$M_{23}C_6$ - carboneto rico em cromo correspondente ao carboneto cfc $Cr_{23}C_6$, e capaz de dissolver Fe, W, Mo e V.

MC - carboneto rico em vanádio, correspondendo ao carboneto cfc de composição variando de VC a V_4C_3 , e capaz de dissolver limitada quantidade de W, Mo, Cr e Fe.

M_2C - carboneto rico em molibdênio ou tungstênio, correspondendo ao carboneto h.c W_2C ou Mo_2C , e capaz de dissolver outros elementos. Ocorrem principalmente na estrutura bruta de fusão mas, sendo instáveis, não estão presentes ou ocorrem em pequena quantidade no produto final.

A Figura 1 mostra a fração volumétrica de carbonetos, de alguns aços rápidos, no estado recozido e após têmpera em temperaturas comumente empregadas na prática.

Os resultados foram obtidos opticamente, pelo emprego de reagentes seletivos e metalografia quantitativa.

A Figura 2, ilustra a influência da temperatura na dissolução dos carbonetos, de aços inicialmente no estado recozido.

O exame das Figuras 1 e 2 permite concluir que o aquecimento até $1.038^{\circ}C$ ($1.900^{\circ}F$), promove a dissolução, em todos os aços, da mesma quantidade de carbonetos (10 a 12%), e, corresponde à dissolução do carboneto $M_{23}C_6$, rico em cromo, que é um elemento presente em todos os aços, aproximadamente na mesma quantidade.

O aquecimento a temperaturas mais elevadas conduz a uma dissolução gradual dos carbonetos M_6C . A dissolução do carboneto MC é mais lenta, tornando-se levemente acelerada em temperaturas próximas do ponto de fusão.

A Figura 1 permite ainda verificar, que nas condições de têmpera utilizadas na prática, resulta uma quantidade total de carbonetos não dissolvidos de 7 a 12,5%. A acentuada diferença no comportamento ao desgaste dos diversos aços rápidos, é devida primordialmente à quantidade e natureza dos carbonetos não dis-

solvidos na tēpera.

É interessante observar que todos os aços da Figura 1 dissolvem, nas condições usuais de tēpera, quantidades aproximadamente iguais de cada tipo de carboneto: 7 a 10% de M_6C , 9 a 11% de $M_{23}C_6$ e 1 a 3% de MC , indicando que as matrizes desses aços possuem aproximadamente a mesma composição.

Tal fato explica a grande semelhança no tratamento tērmico dos aços rāpidos, apesar da grande variação de composição quīmica entre eles.

Determinações diretas da composição da matriz de aços rāpidos do tipo M-2 modificados, por meio de microsonda, mostraram também que a composição manteve-se essencialmente constante⁽⁴⁾.

A composição da matriz do aço M-2, temperado de $1.200^{\circ}C$, foi determinado por Kayser⁽³⁾, mostrando-se correspondente à composição 0,5C-2,0W-2,8Mo-4,5Cr-1,0V. Na dēcada de 60, Roberts⁽⁵⁾ verificou as excepcionais propriedades de ultra-alta resistēncia e boa tenacidade, de um aço com a composição acima, dando origem a uma nova classe de aços ferramenta denominados "matrix steel".

O mesmo autor obteve uma sērie de aços rāpidos pela adiçāo de C e V, na proporçāo do carboneto VC, ao "matrix steel" resultante do aço M-2, obtendo aços com quantidade variável de carbonetos do tipo MC, ricos em vanádio, e, praticamente, isentos de carbonetos M_6C . Estes aços apresentaram boa tenacidade e resistēncia ao desgaste⁽⁵⁾.

Recentemente este conceito foi empregado para o desenvolvimento de um aço rāpido onde o nióbio foi utilizado como o elemento formador de carbonetos primários⁽⁶⁾.

Exames por microsonda permitiram concluir que o nióbio, nos aços rāpidos, forma carbonetos do tipo MC, não sendo detetado na matriz⁽⁴⁾.

Haberling⁽⁷⁾ verificou que o carboneto de nióbio é quase puro, dissolve somente pequena quantidade de outros elementos de liga.

As Figuras 3 e 4 indicam que o carboneto de nióbio dissolve menos molib

ênio, tungstênio e ferro, do que o carboneto de vanádio.

O carboneto de vanádio, quando puro, possui uma dureza de 2.800 a 2.950HV, que é diminuída para a faixa de 1.800 a 2.520HV quando presente nos aços rápidos, devido à dissolução de outros elementos de liga, tais como ferro, molibdênio e tungstênio^(9,10).

Pelo fato do carboneto de nióbio dissolver menor quantidade de outros elementos que o carboneto de vanádio, a dureza de 2.400HV apresentada por ele quando puro⁽⁸⁾, deverá ser bem menos afetada que a do carboneto de vanádio, quando estiver presente nos aços rápidos.

Pelo exposto, pode-se considerar a possibilidade de se produzir um aço rápido com menos vanádio, molibdênio e/ou tungstênio, sem perder as características de dureza secundária, onde o nióbio apresentar-se-ia na forma de carbonetos insolúveis, proporcionando a resistência ao desgaste.

Nó presente trabalho, adicionou-se à composição da matriz do aço rápido M-2, temperado de 1.200°C, nióbio e carbono em proporções correspondentes ao carboneto NbC, para permitir a obtenção de aços rápidos com quantidade controlada de carbonetos primários do tipo MC, praticamente isentos de carbonetos M₆C, em matriz com características semelhantes às do aço M-2 convencional. Para fins comparativos, foram examinados aços equivalentes com quantidades controladas de carbonetos primários ricos em vanádio.

2 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

As oito corridas de aços experimentais foram fabricadas em forno de indução com cadinho de alumina, vazados de 1.520°C em lingoteiras de ferro fundido com capacidade de 25kg para os aços com nióbio, e 5kg para os aços ao vanádio. As lingoteiras foram pré-aquecidas a 300°C e os lingotes extripados após 3 minutos e resfriados até a temperatura ambiente em leito de vermiculita.

Os lingotes eram de seção retangular, com área média igual a 72cm^2 para os de 25kg de capacidade, e 20cm^2 para os de 5kg.

As análises químicas dos aços experimentais são mostradas na Tabela III, divididas em duas séries, a saber: série nióbio (ligas com nióbio) e série vanádio (ligas sem nióbio). As ligas foram identificadas por quatro dígitos, referentes à concentração nominal em peso de tungstênio, molibdênio, vanádio e nióbio, respectivamente.

Os lingotes foram deformados a quente em martelo, obtendo-se barras quadradas de aproximadamente 20mm de lado.

O forjamento foi executado na faixa de $1000-1150^{\circ}\text{C}$ e as barras foram recozidas com o seguinte ciclo: manutenção por duas horas a 850°C , seguida de resfriamento em forno até 760°C ; manutenção por quatro horas nesta temperatura, com posterior resfriamento em forno.

Os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento foram realizados segundo a seguinte sequência:

- Pré-aquecimento a 850°C durante 30 minutos;
- Austenitização durante 5 minutos, em banho de sal (para os aços contendo nióbio), e 10 minutos em temperatura em forno mufla (para os aços sem nióbio), nas seguintes temperaturas: 1.125, 1.150, 1.175, 1.200, 1.225 e 1.250°C ;
- Resfriamento em óleo; e,
- Duplo revenimento durante 2 horas cada um, nas seguintes temperaturas: 520, 540 e 560°C .

Todos os corpos de prova, para medidas de dureza, foram previamente retificados para a eliminação total de descarbonetação. Foi utilizada máquina de dureza Rockwell digital com indicação de décimo de unidade. Os valores indicados correspondem à média de cinco determinações, arredondados para o valor 1/2 HRC mais próximo.

3 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

Não foram constatadas dificuldades especiais no forjamento, embora as ligas de alto nióbio ou alto vanádio exigissem maiores cuidados.

A Tabela IV fornece os valores de dureza Brinell, após o ciclo de recozimento adotado, para os aços estudados.

As Figuras 5 a 19 ilustram a morfologia, tamanho e distribuição dos carbonetos dos aços estudados, no estado bruto de fusão e após forjamento. A liga 2-3-1-6 não foi incluída pois apresenta microestrutura similar à da liga 2-3-1-7.

O exame das estruturas brutas de fusão permitiu verificar, que as ligas com nióbio, apresentam carbonetos do tipo MC, com características bem diversas dos presentes nas ligas com vanádio.

- A liga 2-3-1-2 apresenta, quase que excessivamente, todo o nióbio na forma de um constituinte eutético, com morfologia fortemente influenciada pela velocidade de resfriamento (vide Figuras 5 e 6). Mostrou-se, em trabalho anterior⁽⁴⁾, que estes carbonetos de nióbio dissolvem uma certa quantidade de vanádio.
- Nas ligas, com teores de nióbio maiores ou iguais a 4%, surgem carbonetos idiomorfos, cujo tamanho aumenta com o teor de nióbio. Nas ligas 3-2-1-6 e 3-2-1-7, estão presentes carbonetos de nióbio com formato de dendritas (vide Figuras 7 e 8).

No caso das ligas sem nióbio, observou-se um aumento linear na quantidade de carbonetos com o aumento da concentração de vanádio.

Para as ligas 2-3-2-0 e 2-3-6-0, a disposição dos carbonetos MC é preferencialmente interdendrítica. Para as ligas 2-3-8-0 e 2-3-10-0, a distribuição torna-se bem mais uniforme (Figuras 9 a 12).

Após o forjamento, observou-se que:

- Nas ligas da série nióbio, a distribuição do tamanho dos carbonetos é pronunciadamente bimodal. O tamanho dos carbonetos cresce com o teor de nióbio, a-

tingido-se a dimensão de 20 μ m para a liga 2-3-1-2; 40 μ m para a liga 2-3-1-4, e 90 μ m para as ligas 2-3-1-6 e 2-3-1-7. (Figuras 13 a 15).

- Nas ligas da série vanádio, os carbonetos são arredondados e com dimensão máxima em torno de 35 μ m para todas as ligas (Figuras 16 a 19).
- Quanto aos carbonetos M_6C , os mesmos foram encontrados em quantidade reduzida nas amostras recozidas, e, praticamente ausentes nas amostras temperadas, em ambas as séries.

O estudo da resposta ao tratamento t rmico foi feito utilizando-se temperaturas de austenitiza o na faixa 1.125-1.250 $^{\circ}$ C, e revenidos no intervalo 520-560 $^{\circ}$ C.

A rigor, seria somente necessária a têmpera a partir de 1.200 $^{\circ}$ C, temperatura para a qual a matriz deveria ter a composi o 2W-3Mo-4Cr-1V. A Tabela V indica os resultados dos tratamentos que forneceram dureza máxima, compatíveis com a granula o Snyder-Graff 8 mínima.

A Tabela VI fornece a quantidade de carbono teoricamente necessária, para as ligas estudadas e para alguns aços r pidos comerciais do tipo Tungst nio-Molibdênio, utilizando-se o critério de estequiometria dos carbonetos, introduzido por Steven⁽¹¹⁾.

Steven estabeleceu, utilizando-se das idéias inicialmente introduzidas por Crafts e Lamont⁽¹²⁾, que a otimiza o de propriedades em aços ferramenta s o alcançadas quando o carbono e os elementos de liga encontram-se na propor o dos seus carbonetos. Steven considerou ainda, que o carboneto M_6C cont m W e/ou Mo na rela o de 2:1 com o carbono. Os demais carbonetos seriam: Mo_2C , W_2C , V_4C_3 e $Cr_{23}C_6$. Para o nióbio considera-se que o carboneto seja o NbC.

A análise dos resultados das Tabelas V e VI mostra que, os aços r pidos comerciais do tipo Tungst nio-Molibdênio têm um desvio negativo de carbono, com rela o ao critério de Steven, na faixa de 0,16 a 0,31% C. Estes aços, apesar disso, atingem dureza na faixa 65-66HRC.

Os aços ao nióbio estudados apresentaram dureza máxima na faixa 63-66 HRC. Não é de se esperar aumento substancial de dureza pelo aumento do teor de carbono. A liga 2-3-1-7 apresenta o teor de carbono teórico igual ao real, atingindo dureza máxima de 64HRC.

Na série vanádio, a liga 2-3-2-0 alcançou 65,5HRC. A baixa dureza, apresentada pelas demais ligas, somente pode ser atribuída ao fato de ser o teor de carbono real, muito inferior ao teor de carbono teórico, sendo que a diferença, entre ambos, atingiu valores de até -0,50%.

É importante salientar, que os aços rápidos com carbonetos MC, são mais resistentes ao desgaste e menos sensíveis à dureza final (vide Figura 20).

Todos os aços da série nióbio e o aço 2-3-2-0 de série vanádio atenderam aos requisitos mínimos, para aços rápidos intermediários, da norma ASTM A-600 (Ver Tabela I).

Os resultados sugerem também que:

- Maiores quantidades de vanádio, na composição da matriz, poderão melhorar a resposta ao tratamento térmico da série ao nióbio; e,
- O tamanho dos carbonetos restringe a quantidade de nióbio aceitável a cerca de 3%.

4 - CONCLUSÕES

- A adição de carbono e nióbio na proporção de 0,13%C para cada 1%Nb à uma composição base de 0,5C-2W-3Mo-4Cr-1V, resultou na obtenção de aços com quantidade variável de carbonetos MC, e, praticamente, isentos de carbonetos M_6C .

- Pelo menos até que se encontre um processo para reduzir o tamanho dos carbonetos, das ligas com teores de nióbio maiores ou iguais a 4%, a quantidade aceitável desse elemento está restrita à faixa de 2 a 3%.

- Os aços da série nióbio atingiram dureza na faixa 63-66HRC, após tem-

pera em óleo a partir de 1.200°C e duplo revenido de 2h cada um a 540°C, atendendo às exigências da norma ASTM A-600. É importante ressaltar a pequena influência da dureza na faixa de 60-62HRC na resistência ao desgaste de aços rápidos com predominância de carbonetos do tipo MC.

- Os aços da série vanádio confirmaram resultados anteriores; ou seja, permitem com a adição de carbono e vanádio na proporção de 0,2% para cada 1%V, à mesma composição base, a obtenção de aços com quantidade variável de carbonetos V_4C_3 (MC), e, quase isentos de carbonetos M_6C .

- Nos forjados, os carbonetos dos aços da série vanádio são arredondados, e, com diâmetro médio pouco afetado com o aumento do vanádio; permitindo, em princípio, a livre escolha da quantidade de carbonetos.

- Na série vanádio, a liga 2-3-2-0 alcançou dureza elevada (65,5HRC); e, a resposta insatisfatória ao tratamento térmico das demais ligas, deve ser atribuída à insuficiência de carbono, com relação à quantidade de elementos formadores de carbonetos presentes.

- Os resultados indicam que a elevação do teor de vanádio, na composição da matriz, para cerca de 2%, deverá propiciar um aumento de dureza máxima da série nióbio.

AGRADECIMENTOS

O autor agradece ao IPT e à CBMM a permissão pela apresentação deste trabalho; e, à CBMM pelo apoio financeiro que possibilitou a sua realização.

5 - REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 - ASTM A-600. Standard Specification for High-Speed Steel - Book of ASTM Standards. Part 5.
- 2 - BLICKWEDE, D.J. e COHEN, M. Met. Trans., V-185, p.578, 1949.
- 3 - KAYSER, F e COHEN, M. Met. Progress, 51. Nº 6, p.79, 1952.
- 4 - CESCO, T. e PAPELEO, R. XXXVI Congresso Anual da ABM, 1981, vol.1, p.371.
- 5 - ROBERTS, G.A. Trans. of the Met.Soc. of AIME, V.236, p.950, 1966.
- 6 - THOMPSON, J., CESCO, T. e KEOWN, S.R. Alloy substitution in M2 High Speed Steel. Trabalho apresentado na Metals Society Conference "Towards Improved Performance of Tool Materials". National Physical Laboratory, Teddington, U.K. April 1981.
- 7 - HABERLING, E e GUMPEL, P. TEW Technische Berichte, V.6, p.127, 1980.
- 8 - KEOWN, S.F. Fagersta Technical Bulletin on High-Speed Steel, p.30, 1981.
- 9 - TARASOV, L.P. Met. Progress, v.54, p.846, 1948.
- 10 - LECKIE-EWING. P. Trans. ASM, v.44, p.348, 1952.
- 11 - STEVEN, G., NEHREMBERG, A.E. e PHILIP, T.V. Trans. ASM, v.57, p.925, 1964.
- 12 - CRAFTS, W e LAMONT, J.L. Trans. AIME, v.180, p.471, 1949.

ABSTRACT

~~The present study utilizes~~ the concept of "Matrix Steel" developed by G.A. Roberts, ^{is used} to produce several High-Speed Steels with matrix similar to M-2 steel and varying quantities of MC type carbide, NbC. The carbide was obtained by adding C and Nb stoichiometrically. The resultant steels exhibit hardness in the range of 63 to 64HRC when hardened at 1.200°C and double tempered at 540°C, which satisfies the requirements of ASTM Standard A-600. An upper limit of -3% is set in the allowed amount of Nb due to the size of the carbide particles.

(author).

TABELA I - Requisitos para Aços Rápidos (1).

	Standard	Intermediário
Composição química:		
Conteúdo mínimo para os elementos de liga principais (%)		
C	0,65	0,70
Cr	3,50	3,25
V	0,80	0,80
W+1,8Mo	11,75	6,50
Conteúdo mínimo de elementos de liga baseado no Tungstênio equivalente ($1/3Cr+6,2V+W+1,8Mo$)		
Aço com menos de 5%Co	22,50	13,00
Aço com 5% de mais de Co	21,00	12,00
Requisitos de Tratamento Térmico:		
Após tempera e revenido a temperatura não inferior a 950°F (510°C) deve resultar grão fino (Snyder-Graff 8 min) e dureza mínima de:		
	63HRC	62HRC

TABELA II - Composição Nominal de alguns Aços Rápidos (% em peso)

AISI	C	Cr	V	W	Mo	Co
T1	0.75	4.00	1.00	18.00	0.70(op)	-
T2	0.80	4.00	2.00	18.00	0.60(op)	-
T4	0.75	4.00	1.00	18.00	0.70(op)	5.00
T5	0,80	4.00	2.00	18.00	0.80(op)	8.00
T6	0,80	4.50	1.80	20.00	0.70	12.00
T15	1.50	4.00	5.00	12.00	0.50(op)	5.00
M1	0,85	4.00	1.00	1.50	8.50	-
M2	0.85	4.00	2.00	6.00	5.00	-
M3	1,05	4.00	2.50	6.00	5.00	-
M3	1,20	4.00	3.00	6.00	5.00	-
M4	1.30	4.00	4.00	5.50	4.50	-
M10	0.90	4.00	2.00	-	8.00	-

op = elemento opcional.

TABELA III - Composição Química das ligas estudadas.

LIGAS	ELEMENTOS (%)					
	C	W	Mo	V	Nb	Cr
2-3-1-2	0,86	2,0	3,0	1,1	2,1	4,7
2-3-1-4	1,02	2,0	3,0	1,3	4,0	4,7
2-3-1-6	1,17	2,0	2,9	1,0	6,0	5,0
2-3-1-7	1,60	2,1	3,0	1,0	6,6	4,9
2-3-2-0	0,90	2,0	2,9	2,5	-	4,5
2-3-6-0	1,29	2,2	3,0	5,7	-	4,6
2-3-8-0	1,69	2,1	3,0	8,4	-	4,1
2-3-10-0	2,10	2,2	3,1	9,7	-	4,4

TABELA IV - Dureza Brinell após Recozimento.

AÇO	HB
2-3-1-2	212
2-3-1-4	219
2-3-1-6	235
2-3-1-7	241
2-3-2-0	235
2-3-6-0	282
2-3-8-0	321
2-3-10-0	332

TABELA V - Durezas Máximas e condioes de Tratamento Termico Correspondentes.

Liga	Temperatura de Têmpera OC	Temperatura de Revenido(*) OC	Dureza Rockwell "C"
2-3-1-2	1.200	540	63,0
2-3-1-4	1.200	540	63,5
2-3-1-6	1.200	540	63,5
2-3-1-7	1.200	540	64,0
2-3-2-0	1.225	540	65,5
2-3-6-0	1.225	520	61,5
2-3-8-0	1.250	520	61,5
2-3-10-0	1.225	520	59,5

(*) Duplo revenido de 2h. cada.

TABELA VI - Carbono Teórico e Real das ligas estudadas e de Aços Rapidos Tungstenio-Molibdenio

	C_{real}	$C_{M+Mo+Cr}$	C_{Nb}	C_V	C_{teor}	$C_{real}-C_{teor}$
2-3-1-2	0,86	0,53	0,27	0,22	1,02	-0,16
2-3-1-4	1,02	0,53	0,52	0,26	1,31	-0,29
2-3-1-6	1,17	0,55	0,77	0,20	1,52	-0,35
2-3-1-7	1,60	0,55	0,85	0,20	1,60	0
2-3-2-0	0,90	0,52	-	0,50	1,02	-0,12
2-3-6-0	1,29	0,54	-	1,14	1,68	-0,39
2-3-8-0	1,69	0,51	-	1,68	2,19	-0,50
2-3-10-0	2,10	0,53	-	1,94	2,47	-0,37
M2	0,85	0,76	-	0,40	1,16	-0,31
M2HC	1,00	0,76	-	0,40	1,16	-0,16
M3	1,05	0,76	-	0,50	1,26	-0,21
M3	1,20	0,76	-	0,60	1,36	-0,16
M4	1,30	0,70	-	0,80	1,50	-0,20

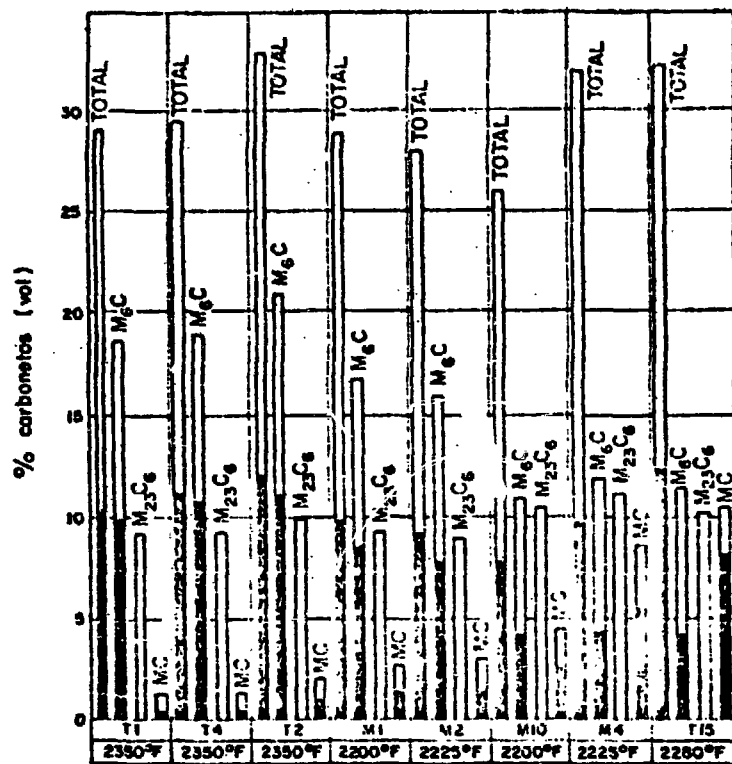


Figura 1 - Porcentagem de carbonetos em volume de alguns aços rápidos. As barras em branco, correspondem ao estado recozido; as barras em preto indicam a quantidade de carbonetos após austenitização nas temperaturas assinaladas e comumente empregadas na tempera desses aços(3).

Figura 2 - Porcentagem em volume de carbonetos dos tipos M_6C , MC e total de oito aços rápidos comerciais após tempera em óleo das temperaturas indicadas (3).

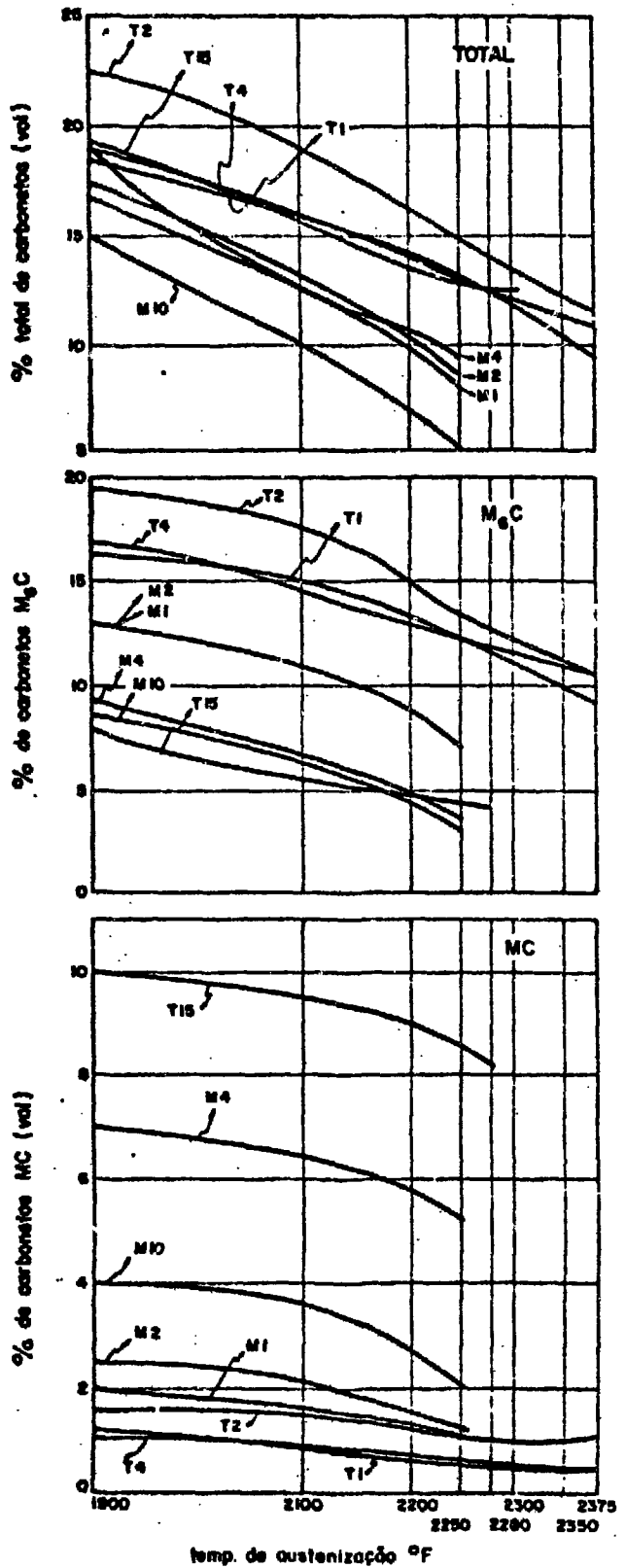


Figura 3 - Análise por dispersão de energia (EDS) do carboneto de vanádio do aço rápido M-2. $E_0=25\text{kV}$; $I_{\text{abs}}=0,2\text{nA}$.

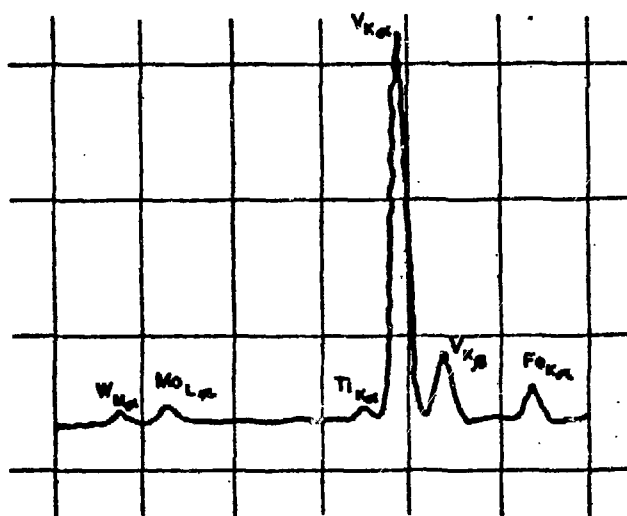


Figura 4 - Análise por dispersão de energia (EDS) do carboneto primário de nióbio do aço rápido 2W-5Mo-4Cr-4Nb-1V. $E_0=25\text{kV}$; $I_{\text{abs}}=0,2\text{nA}$.

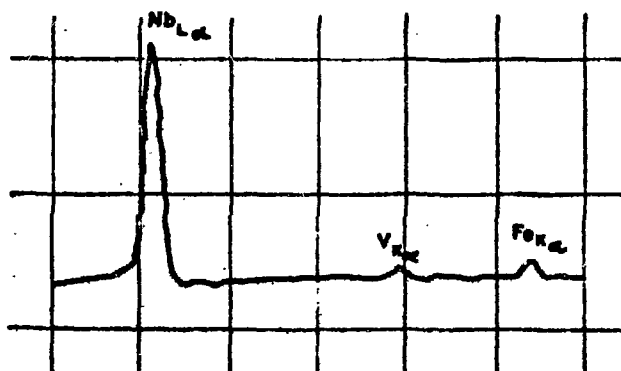




Figura 5 - Liga 2-3-1-2, bruta de fusão recozida (BF+R). Eutético de nióbio. Resfriamento rápido. Nital 500X.

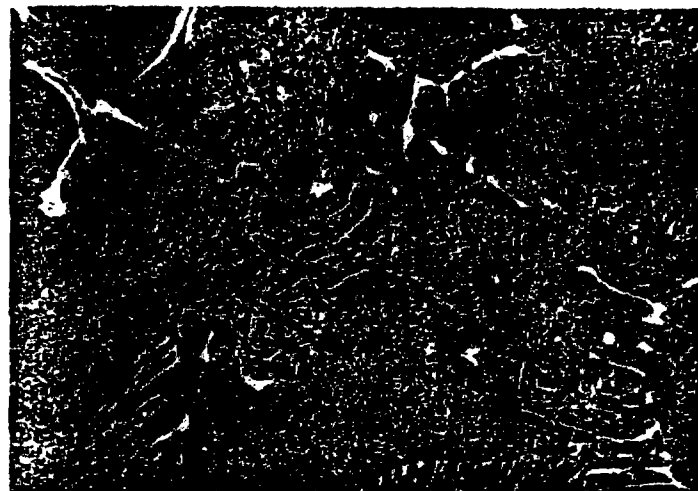


Figura 6 - Liga 2-3-1-2. BF+R. Eutético de nióbio. Resfriamento lento. Nital 500X.

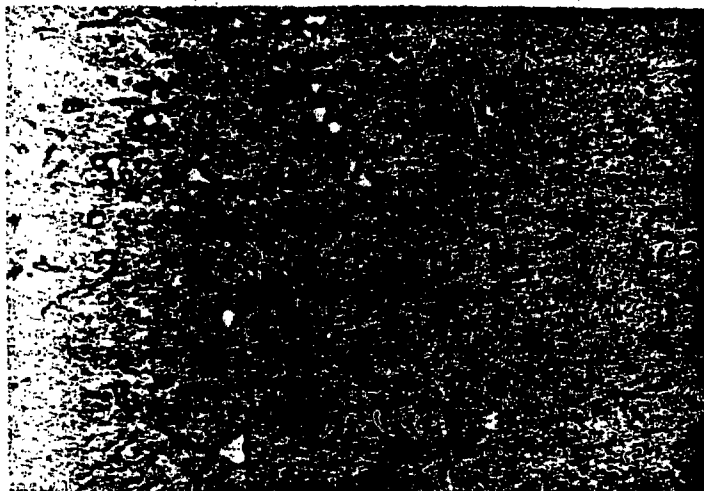


Figura 7 - Liga 2-3-1-4. BF+R. Carbonetos idiomorfos e eutético de nióbio. Pequena quantidade de M_6C . Nital 500X.



Figura 8 - Liga 2-3-1-7. BF+R. Dendritas e idiomorfos de carboneto de nióbio. Pequena quantidade de M_6C . Nital 500X.

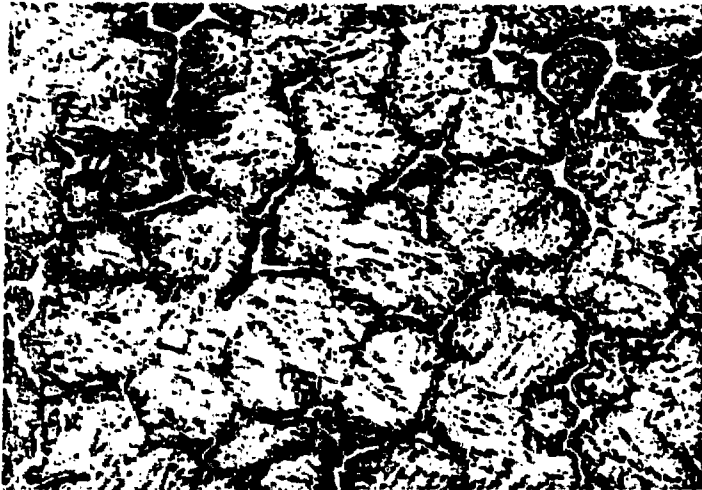


Figura 9 - Liga 2-3-2-0. BF+R. Carbonetos de vanádio em rede interdendrítica, descontínua. Nital 500X.

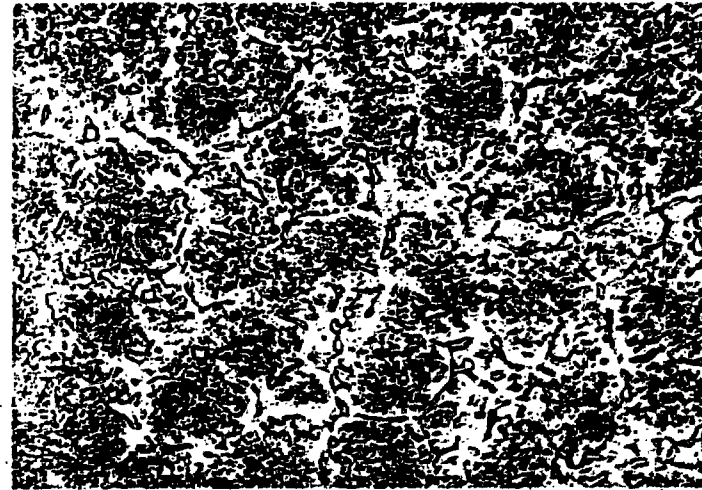


Figura 10 - Liga 2-3-6-0. BF+R. Carbonetos de vanádio e pequena quantidade de M_6C . Nital 500X.

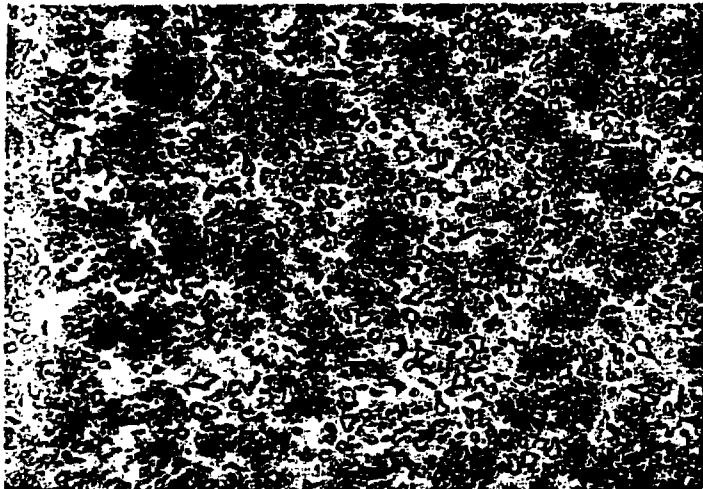


Figura 11 - Liga 2-3-8-0. BF+R. Carbonetos de vanádio. Nital 500X.

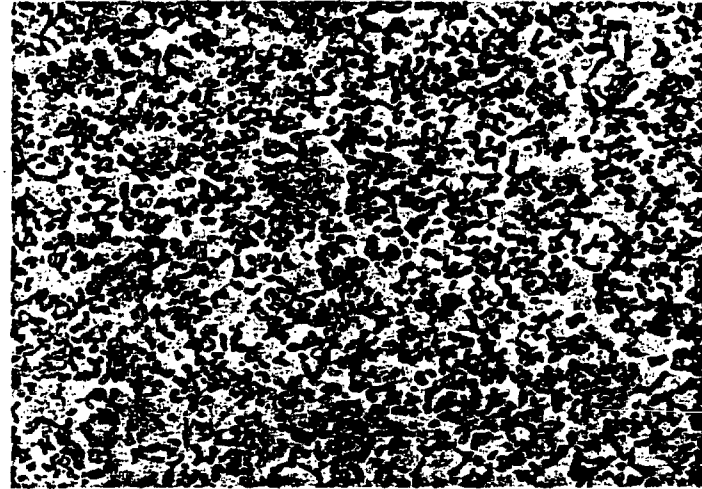


Figura 12 - Liga 2-3-10-0. BF+R. Carbonetos de vanádio. Nital 500X.

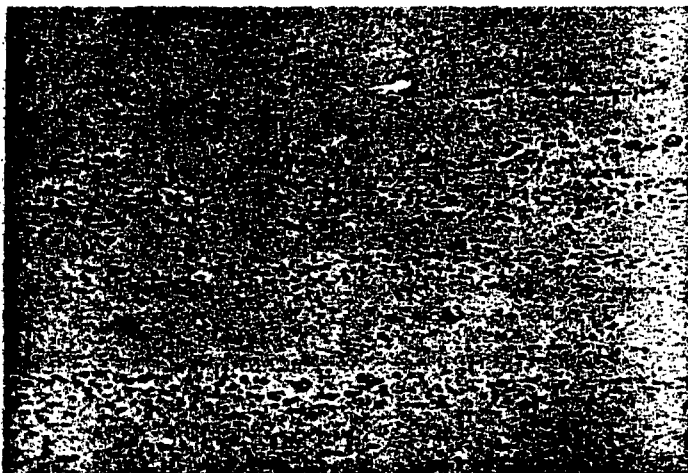


Figura 13 - Liga 2-3-1-2. Forjado e recozido - (F+R). Seção longitudinal (S.L.). Sem ataque. 500X.

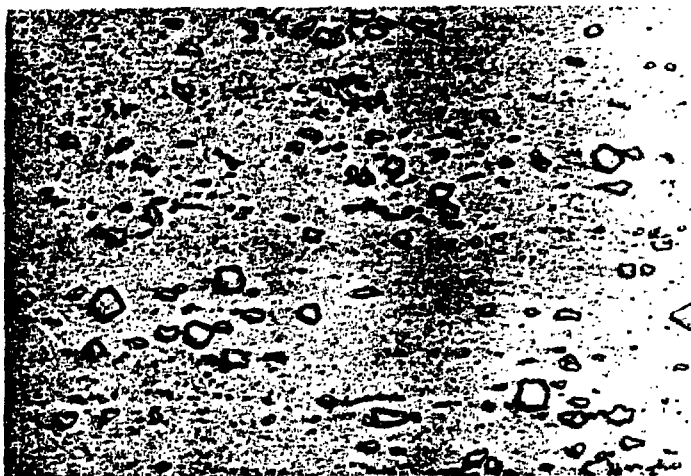


Figura 14 - Liga 2-3-1-4. F+R (S.L.). Sem ataque. 500X.

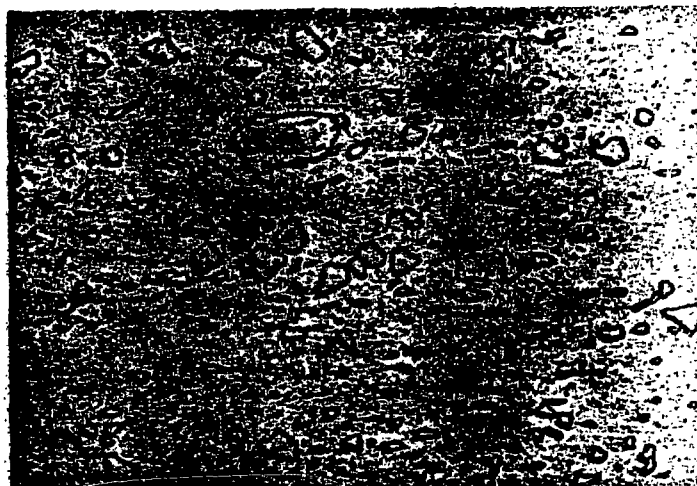


Figura 15 - Liga 2-3-1-7. F+R. (S.L.). Sem ataque. 500X.



Figura 16 - Liga 2-3-2-0. F+R. (S.L.). Nital.
500X.

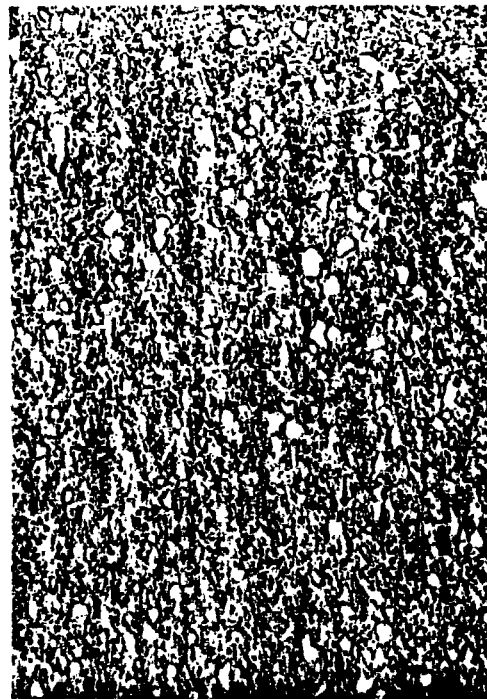


Figura 18 - Liga 2-3-8-0. F+R. (S.L.). Nital.
500X.



Figura 17 - Liga 2-3-6-0. F+R. (S.L.). Nital.
500X.



Figura 19 - Liga 2-3-10-0. F+R. (S.L.). Nital.
500X.

Figura 20 - Índice de desgaste x dureza de alguns aços rápidos, temperados das temperaturas indicadas e submetidos a duplo revenido para dar as durezas indicadas(5).

