

LIGAS “AÇO MATRIZ + NBC” - CARACTERIZAÇÃO NO ESTADO BRUTO DE FUNDIÇÃO

Paula Fernanda da Silva¹
 Alexandre Bellegard Farina²
 Mário Boccalini Júnior³

Resumo

O presente trabalho insere-se em uma linha de pesquisa que visa, a partir do conceito de “aço matriz + NbC”, produzir ligas com a matriz do aço rápido AISI M2 (Fe balanço - 0,5 %C – 2 %W – 3 %Mo – 4,6 %Cr – 1%V em peso), apresentando variadas frações volumétricas de carbonetos de nióbio. Foram fundidas cinco ligas, sendo uma delas com a composição química da matriz do aço AISI M2 e as demais com nióbio (2,5% e 5%) e carbono estequiométricos para a formação de carbonetos NbC. Foi adicionado 0,1%Ti para modificação da morfologia dos carbonetos NbC. As ligas foram caracterizadas por microscopia óptica e eletrônica de varredura. As microestruturas das ligas são correlacionadas com diagramas de equilíbrio de fases e de solidificação Scheil, calculados com uso da metodologia CALPHAD, permitindo definir a seqüência de solidificação das ligas. Verifica-se uma boa correlação entre os diagramas de equilíbrio e de solidificação Scheil calculados, com a microestrutura no estado bruto de fundição.

Palavras-chave: Aço rápido; Nióbio; Titânio; Termodinâmica computacional.

“MATRIX STEEL + NBC” ALLOYS - CHARACTERIZATION IN THE AS CAST CONDITION

Abstract

This work is part of a research line in which the “matrix steel concept + NbC” is used to develop alloys with the AISI M2 high speed steel matrix (Fe bal. - 0.5 wt%C – 2 wt%W – 3 wt%Mo – 4.6 wt%Cr – 1 wt%V) and different volume fractions of niobium carbides. Five alloys were cast to obtain one with the matrix of the AISI M2 HSS composition and the others with Niobium (2.5% and 5%) and stoichiometric carbon to produce NbC carbides. Titanium was added in 0.1 wt% to modify the NbC carbides morphology. The alloys were characterized by optical microscopy and scanning electron microscopy. The alloys microstructures are correlated to phase equilibrium diagrams and Scheil solidification diagrams, calculated with the CALPHAD methodology, allowing to define the alloys solidification path. It is verified a good correlation between the equilibrium and Scheil solidification diagrams and the as cast microstructure.

Key-words: High-speed steel; Niobium; Titanium; Computational thermodynamics

1 INTRODUÇÃO

Na produção de aços rápidos com elevada dureza e resistência ao desgaste, é necessário conciliar uma elevada fração volumétrica de carbonetos a uma matriz martensítica, sendo possível utilizar-se do conceito de “aço matriz + NbC”. Este conceito foi desenvolvido buscando-se uma nova classe de ligas onde a dureza dos aços rápidos fosse mantida aliando-a à tenacidade e à ductilidade dos aços de “ultra-alta resistência”.⁽¹⁾ Para isso, é determinada a composição química da matriz do aço rápido tratado termicamente.⁽¹⁾ Foram então produzidas ligas com esta composição acrescida dos elementos formadores de carbonetos em quantidades estequiométricas, onde neste trabalho se adicionam C e Nb para formação de

NbC. A variação na composição química da matriz do aço pode ser desprezada após a adição destes elementos formadores de carbonetos, pois o Nb e o C apresentam pequena solubilidade na matriz e o NbC apresenta elevada estabilidade química.⁽²⁾

A inserção do Nb como elemento de liga nos aços rápidos iniciou-se com o objetivo de substituir elementos de liga como o V⁽³⁾ e o W.⁽⁴⁾ O uso do conceito “aço matriz + NbC” foi primeiramente utilizado por Cescon e Papaléo,⁽⁵⁾ que observaram que adições de Nb superiores a 3% em peso resultavam em carbonetos de grandes dimensões, que deveriam ser evitados dadas as

¹Mestre em Engenharia Metalúrgica. Doutoranda em Eng. Metalúrgica pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Av. Engenheiro Heitor Antonio Eiras Garcia, 366. Apto 83C - 05588-000 - São Paulo - SP pfsilva@usp.br

²Engenheiro Metalurgista. Pós-graduando pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Laboratório de Caracterização de Materiais - PMT/EPUSP. Av. Prof. Mello Moraes, 2.463 - Cidade Universitária - 05508-900 - São Paulo-SP farina@usp.br

³Doutor em Engenharia Metalúrgica. Pesquisador do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo. Av. Prof. Almeida Prado, 532 - Cidade Universitária - 05508-901 - São Paulo-SP. mbj@ipt.br

reduções das propriedades tribológicas. Goldenstein e Vatavuk⁽⁶⁾ aplicaram este mesmo conceito em aços ferramenta para trabalho a frio. Objetivando-se a redução do tamanho do carboneto NbC primário, foi acrescentado o Ti como agente modificador da morfologia do carboneto primário de nióbio.^(2,7)

As principais reações da seqüência de solidificação dos aços rápidos podem ser descritas pela formação da austenita primária seguida da decomposição eutética do líquido residual: $L \rightarrow \gamma + \text{carbonetos}$.⁽⁸⁾ A adição de Nb ao aço rápido altera drasticamente esta seqüência de solidificação. O carboneto primário octaédrico do tipo NbC passa a ser a primeira fase a precipitar, seguida dos eutéticos $\gamma + \text{NbC}$ e $\gamma + \text{VC}$.⁽⁹⁾ A presença de alto teor de Nb aliado a um alto teor de V produz a decomposição das bordas do carboneto NbC primário provocada pela presença do V que eleva o seu teor do centro para a borda do carboneto.⁽¹⁰⁾

O Ti pode ser adicionado às ligas contendo Nb para atuar como elemento modificador da morfologia do carboneto NbC,^(2,7) sendo este adicionado em pequenas quantidades (0,05% em peso⁽²⁾ a 0,25% em peso⁽⁷⁾).⁽¹¹⁾ A presença do Ti modifica o NbC eutético com morfologia do tipo escrita chinesa e o NbC primário contínuo, transformando-os em carbonetos descontínuos e poligonais⁽²⁾ ou idiomórficos.⁽⁷⁾

Coelho, Golczewski e Fischmeister,⁽¹²⁾ realizaram cálculos termodinâmicos para condições de equilíbrio para ligas do sistema multicomponente Fe-C-W-Mo-V-Cr-Nb e para duas séries de ferros fundidos brancos (por analogia, aço rápido) contendo nióbio e comparam com resultados experimentais. Eles encontraram boa correlação entre os dados experimentais e os calculados utilizando a metodologia CALPHAD. No entanto, carbonetos oriundos da segregação durante a solidificação, como o M_2C , não foram previstos, face às condições de equilíbrio impostas pelo cálculo.

Shokuhfar e Shokuhfar⁽¹³⁾ realizaram análises térmicas e microestruturais de aços rápidos contendo nióbio (cerca de 4,5% em peso) e titânio (0,33% em peso) e não obtiveram uma conclusão definitiva sobre a seqüência de solidificação destes aços. Afirmam, porém, que esta se inicia com a precipitação de carbonetos primários de nióbio e que, na presença de Ti, inicia-se com a formação de $\text{TiC}/\text{Al}_2\text{O}_3$.⁽¹³⁾ Fischmeister et al.⁽¹⁴⁾ já haviam observado que o início da seqüência de solidificação de aços rápidos contendo Ti é: i) precipitação de plaquetas de Al_2O_3 a partir do líquido; ii) nucleação de Ti(N,C) nas plaquetas de alumina; e iii) nucleação do carboneto MC sobre a camada rica em Ti formado nas plaquetas de Al_2O_3 .

O presente trabalho visa, a partir do conceito de “aço matriz + NbC”, a caracterização de ligas com a matriz do aço rápido AISI M2 (Fe balanço - 0,5%C - 2%W - 3%Mo - 4,6%Cr - 1%V em peso) e variadas frações volumétricas de carbonetos de Nb com e sem a adição de Ti para a modificação da morfologia.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram fundidas cinco ligas, cujas composições são apresentadas na Tabela I. A matéria-prima para a fundição das ligas consistiu de pré-liga com adição de grafita, ferro-nióbio (66%Nb em peso) e ferro-titânio (27%Ti em peso), bem como de adições de ferro-ligas dos demais elementos para compensar a diluição

Tabela I. Composição química das ligas fundidas (% em peso).

Liga	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Nb	Ti
Nb0	0,51	0,52	0,46	4,18	3,27	1,91	0,97	-	-
Nb2,5	0,81	0,56	0,47	3,94	3,32	2,33	0,92	2,52	-
Nb2,5Ti	0,81	0,66	0,56	3,94	3,09	2,23	0,91	2,81	0,11
Nb5	1,05	0,64	0,50	3,81	3,33	2,83	0,92	5,73	-
Nb5Ti	1,07	0,72	0,57	3,80	3,07	2,56	0,92	5,73	0,09

provocada pelas adições e perdas inerentes à refusão da pré-liga.⁽¹⁵⁾

As corridas foram conduzidas em forno de indução com revestimento refratário de MgO e “cortina” de argônio sobre a superfície do banho metálico para minimizar perdas por oxidação. Os vazamentos das corridas foram realizados com superaquecimentos de 90°C em relação à temperatura liquidus, e em moldes cerâmicos pré-aquecidos em forno tipo mufla a 700°C. As temperaturas liquidus foram previamente calculadas utilizando-se o método Calphad empregando-se o programa ThermoCalc[®] aliado ao banco de dados termodinâmicos TCFE2⁽¹⁶⁾ para as composições nominais das ligas.⁽¹⁷⁾ As análises da composição química foram realizadas via espectrometria de fluorescência de raios X e via combustão (somente para o carbono).

Na caracterização microestrutural, foram correlacionadas as microestruturas das ligas no estado bruto de fundição com diagramas de equilíbrio de fases (da liga e isopletras) e diagramas de solidificação Scheil calculados com uso da metodologia Calphad, com auxílio do programa ThermoCalc[®], aliado ao banco de dados termodinâmicos TCFE2.⁽¹⁶⁾

O diagrama de equilíbrio e o diagrama de solidificação Scheil apresentam duas situações extremas e opostas. No diagrama de equilíbrio tem-se a situação na qual a liga tem tempo infinito para atingir as condições de equilíbrio. Neste caso, observa-se a total difusão dos elementos entre os estados líquido/sólido e sólido/sólido, observadas as características termodinâmicas de cada fase. Já no diagrama de solidificação de Scheil, tem-se somente a difusão total na fase líquida, sendo que cada fase (ou porção de fase) solidificada mantém sua composição, não havendo difusão no estado sólido. Mesclando as informações dos dois tipos de cálculo verifica-se uma situação próxima às condições experimentais. Da correlação entre a microestrutura verificada e os dados obtidos do ThermoCalc[®], avaliou-se a seqüência de solidificação das ligas. O programa ThermoCalc[®], no entanto, não diferencia os carbonetos MC (M = V, Nb, Ti) ricos em Nb dos ricos em V; portanto, são todos apresentados como MC.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 apresenta a visão geral da evolução da distribuição e da morfologia dos carbonetos das ligas em estudo. A Figura 2 apresenta as respectivas isopletas de equilíbrio para o carbono calculadas utilizando a metodologia Calphad por meio do programa ThermoCalc®, aliado ao banco de dados TCFE2.

A liga Nb0 é uma liga hipoeutética, cuja microestrutura é constituída por dendritas de austenita (primárias e produtos da decomposição peritética da ferrita delta) e carbonetos eutéticos em contornos de grão. Os carbonetos eutéticos não são previstos nos cálculos para as condições de equilíbrio visto que estes precipitam devido à segregação de elementos de liga durante a soli-

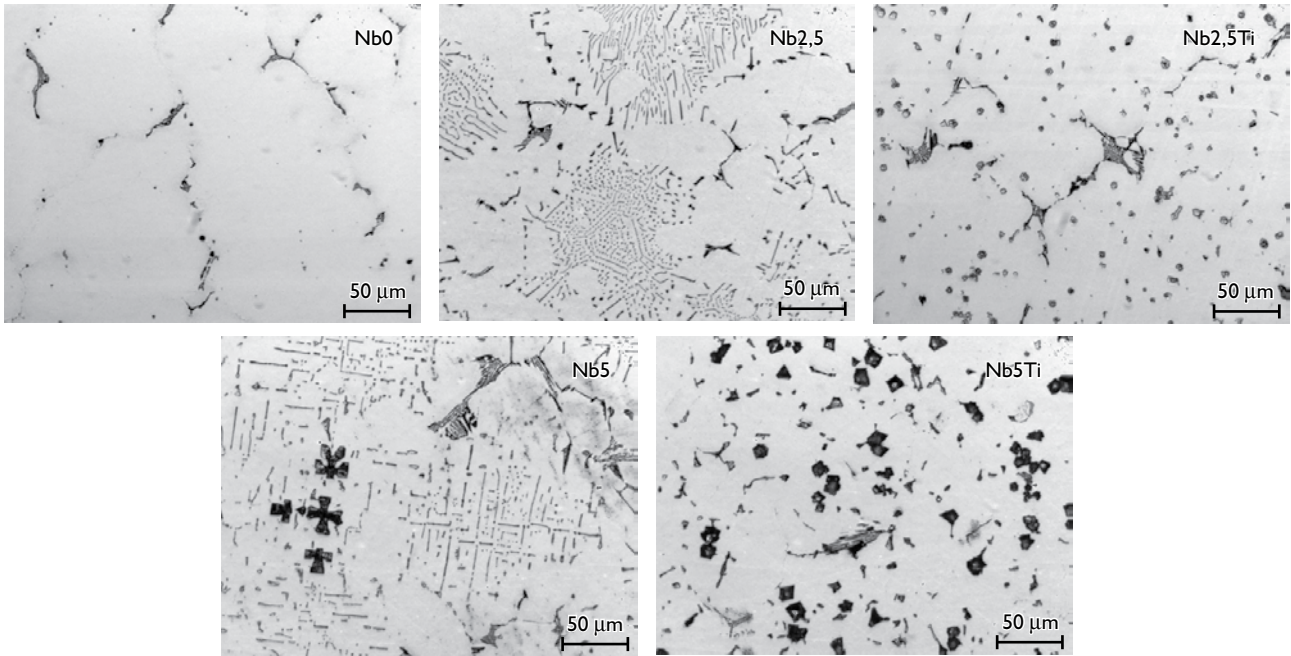


Figura 1. Evolução da distribuição e morfologia dos carbonetos para diferentes teores de nióbio e titânio.

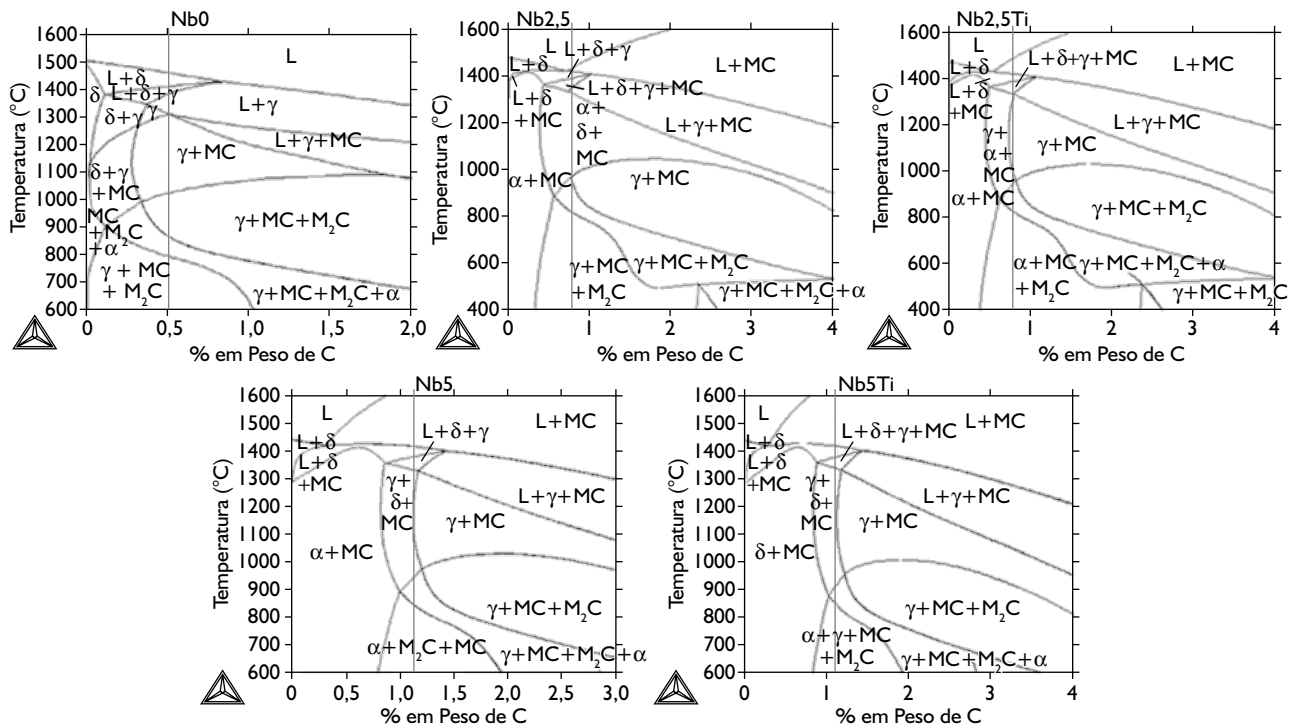


Figura 2. Isopletas de equilíbrio para o carbono calculadas utilizando a metodologia CALPHAD por meio do programa ThermoCalc®, aliado à base de dados TCFE2, para as composições dadas na Tabela 1.

dificação, condição prevista no diagrama de solidificação Scheil (Figura 3). A presença de carbonetos eutéticos na estrutura bruta de fundição do aço matriz deve-se ao fato de a composição química da matriz do aço M2 ter sido determinada para um aço conformado mecanicamente e submetido a tratamento térmico de austenitização a 1.200°.⁽¹⁾ Ou seja, ao passar por estas etapas, os carbonetos seriam particionados mecanicamente o que acarretaria em uma maior facilidade de dissolução destes na matriz.

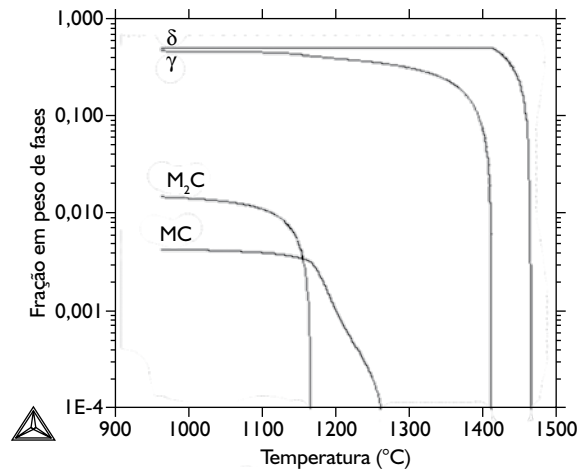


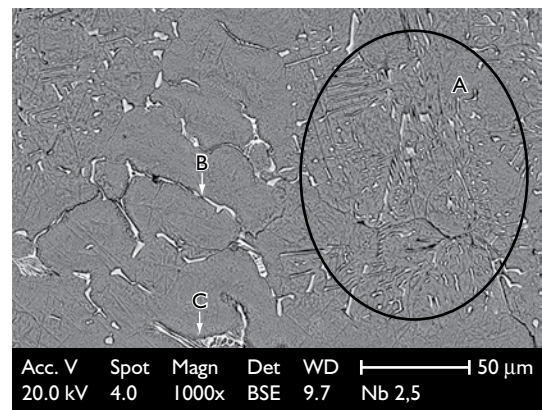
Figura 3. Diagrama de solidificação Scheil calculado utilizando a metodologia Calphad por meio do programa ThermoCalc®, aliado à base de dados TCFe2, para a liga Nb0.

A partir das isopletas de equilíbrio (Figura 2) verifica-se a tendência de precipitação de carbonetos a partir do líquido com a adição de C e Nb nas ligas. Analisando a isopleta de equilíbrio da liga Nb2,5 verifica-se que se trata de uma liga ligeiramente hipereutética, cuja solidificação inicia com a precipitação de carbonetos primários MC, seguidos de ferrita delta e do eutético $\gamma + MC$. A ferrita delta transforma-se totalmente em austenita por meio de uma reação peritética ($L + \delta \rightarrow \gamma$).

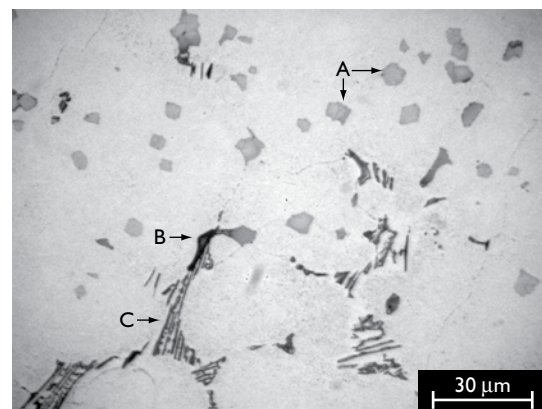
Na microestrutura da liga Nb2,5 (Figura 4a), verifica-se a presença de carbonetos eutéticos $\gamma + NbC$, cooperativo com morfologia regular complexa (células eutéticas com carbonetos do tipo escrita chinesa), eutético $\gamma + MC$ (rico em vanádio) irregular (carboneto na forma de pétala) e eutético $\gamma + M_2C$ com morfologia regular complexa, este último não previsto para as condições de equilíbrio.

O diagrama de equilíbrio prevê o início da solidificação com a transformação de ferrita delta em austenita por meio da reação peritética, mas não descreve com fidelidade a precipitação de carbonetos eutéticos. O diagrama de solidificação Scheil (Figura 5), apresenta a seqüência de precipitação dos carbonetos eutéticos em condições próximas às reais. Os carbonetos eutéticos $\gamma + M_2C$ são frutos da segregação de elementos de liga durante a solidificação, não representando portanto o equilíbrio global, mas indicando equilíbrio local em acordo com a hipótese de Scheil.

Não foi observada a presença de carbonetos NbC com morfologia primária na liga Nb2,5 (Figura 4a), provavelmente porque não houve tempo suficiente para o carboneto crescer e, portanto, este atuou como núcleo para os carbonetos eutéticos NbC. Da correlação entre a microestrutura e os cálculos termodinâmicos verificou-se que a seqüência de solidificação da liga Nb2,5 é dada



(a)



(b)

Figura 4. a) A - ; B - ; C - . MEV - elétrons retroespalhados. e b) A - NbC; B - MC e C - M₂C. Ataque: Eletrolítico (solução aquosa de CrO₃ - 5 V).

por: i) $L \rightarrow L^i + MC$; ii) $L^i \rightarrow L^{ii} + \delta + MC$; iii) $L^{ii} + \delta \rightarrow L^{iii} + \gamma + MC$; e iv) $L^{iii} \rightarrow \gamma + MC + M_2C$.

À exceção da liga Nb0, que não apresenta a etapa (i), as demais ligas são hipereutéticas em relação ao C e apresentam a mesma seqüência de solidificação que a liga Nb2,5, segundo os diagramas calculados pelo ThermoCalc®.

A adição de Ti à liga Nb2,5Ti não alterou a seqüência de solidificação, como pode ser observado da comparação entre os diagramas das Figuras 5 e 6. No entanto, a morfologia dos carbonetos NbC eutéticos e primários foram modificadas (Figura 4b) de eutético cooperativo (Nb2,5) para eutético divorciado com geometria poligonal (Nb2,5Ti). Esta mudança na morfologia deu-se devido à ação inoculante do Ti adicionado, conforme citado na introdução. Desta forma, a etapa de nucleação do Ti(C,N) pode ser considerada como a primeira etapa de solidificação (a Al₂O₃ é considerada como parte do banho) destas ligas. Os cálculos termodinâmicos não consideraram a presença de oxigênio e, portanto, a presença de alumina não pode ser prevista.⁽¹⁸⁾

A Figura 7 apresenta dois carbonetos de nióbio e os respectivos espectros da região mais

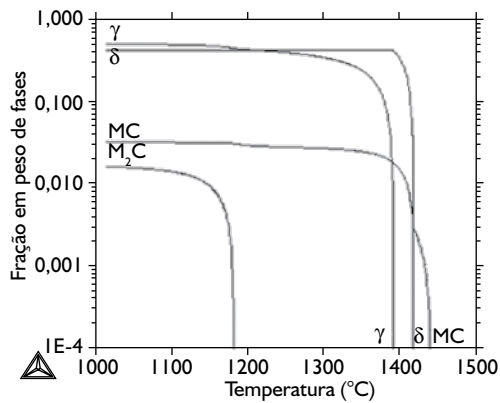


Figura 5. Liga Nb2,5. Diagrama de solidificação Scheil.

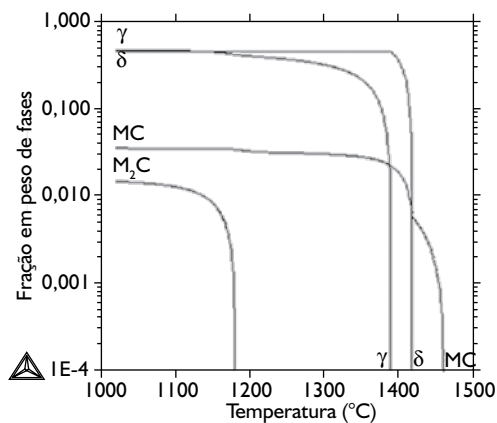


Figura 6. Diagrama de solidificação Scheil da liga Nb2,5Ti.

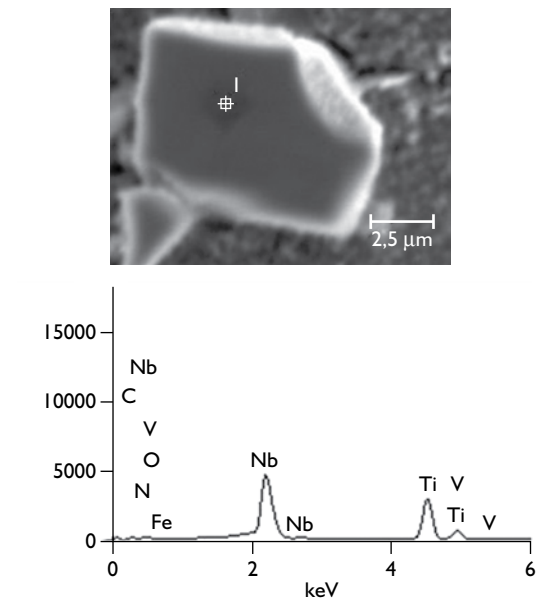
escura no centro do carboneto. Na Figura 7a verifica-se a presença de C, N e Ti, confirmando a presença do Ti(C,N). Na Figura 7b verifica-se a presença de Al e O, confirmando a presença da Al_2O_3 , conforme proposto pela literatura.

A liga Nb5 apresenta carbonetos do tipo NbC primário com morfologia de cruz de malta, eutéticos NbC cooperativos com morfologia regular complexa (células eutéticas com carbonetos do tipo escrita chinesa), eutéticos MC irregulares (carboneto MC na forma de pétala) e eutéticos M_2C com morfologia regular complexa. A Figura 8a apresenta a distribuição dos carbonetos na microestrutura dessa liga e a Figura 9 apresenta o diagrama de solidificação Scheil. A Figura 8b apresenta em detalhe o carboneto NbC primário.

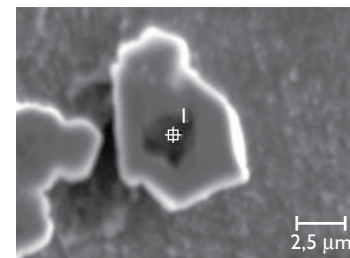
Como na liga Nb2,5Ti, a presença de titânio não modifica a seqüência de solidificação da liga, mas modifica a morfologia dos carbonetos NbC. O titânio atua como nucleante tanto para os carbonetos primários, que cresceram menos e ficaram com a forma poligonal, como para os carbonetos eutéticos que da mesma forma que os da liga Nb2,5Ti obtiveram a forma poligonal. A Figura 11a apresenta a microestrutura da liga Nb5Ti e, a Figura 10, o diagrama de solidificação Scheil. A Figura 11b apresenta, em detalhes, o carboneto NbC poligonal presente na liga Nb5Ti.

4 CONCLUSÕES

A correlação entre as microestruturas brutas de fundição com os diagramas de equilíbrio e de solidificação mostra-se satisfatória.



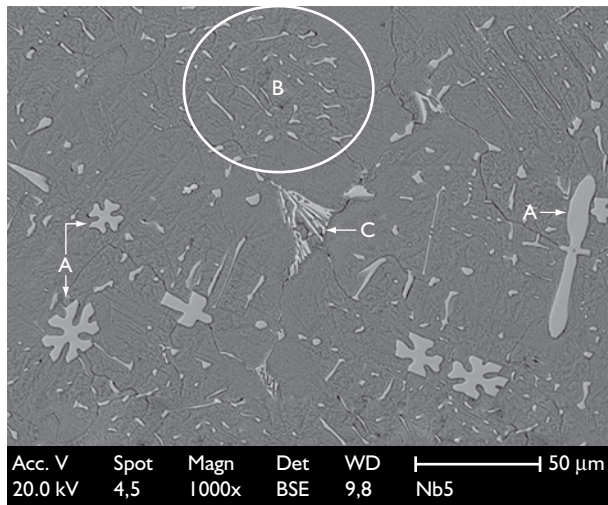
(a)



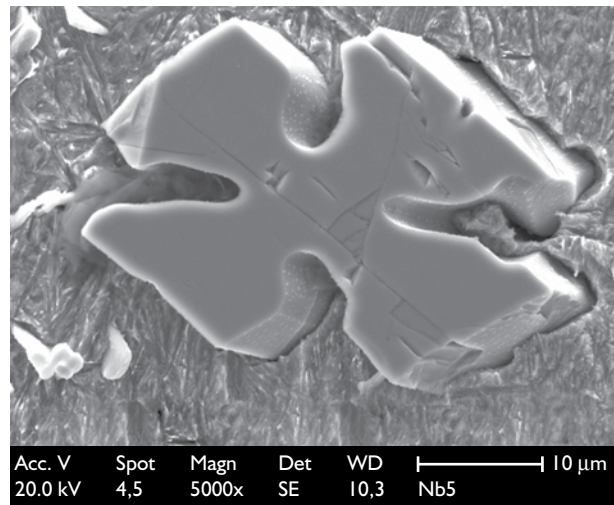
(b)

Figura 7. Carbonetos eutéticos divorciados presentes na microestrutura da liga Nb2,5Ti e respectivas análises em EDS mostrando a presença de a) Ti(C,N); e b) Al_2O_3 no centro do carboneto. MEV – elétrons retroespalhados.

As células eutéticas $\gamma + M_2C$ verificadas nas ligas são fruto da decomposição do líquido fora do estado de equilíbrio assim como apresentado nos diagramas de solidificação Scheil. No entanto, a ferrita delta prevista pelos diagramas Scheil não foi verificada em nenhuma das microestruturas avaliadas, mostrando que esta se decompõe em austenita como indicado pelas isopletras de equilíbrio.



(a)



(b)

Figura 8. Liga Nb5. a) microestrutura no estado bruto de fundição. A – carboneto NbC primário com morfologia de cruz de malta; B – carbonetos NbC eutéticos cooperativos com morfologia regular complexa; C – carboneto eutético M_2C com morfologia regular complexa. MEV – elétrons retroespalhados; e b) Detalhe do carboneto NbC primário. MEV – elétrons secundários.

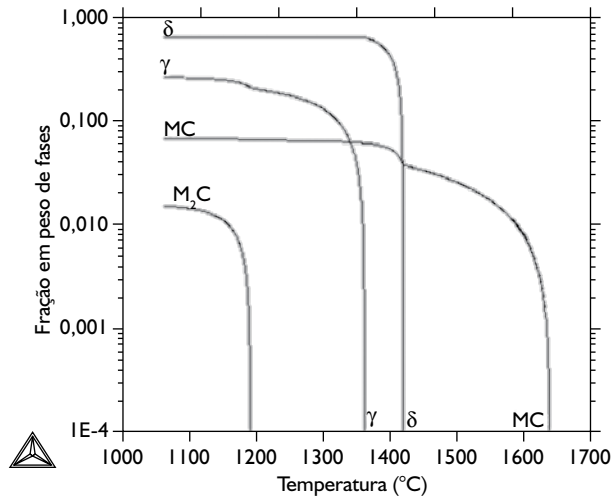
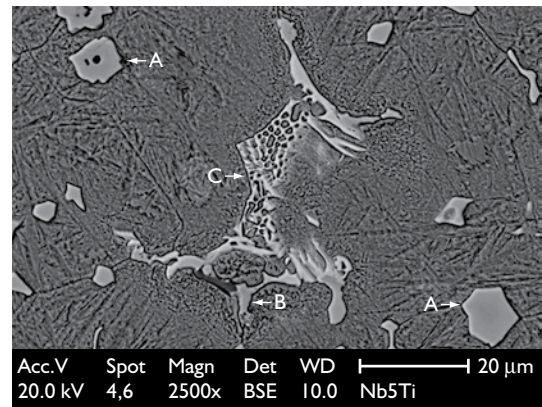
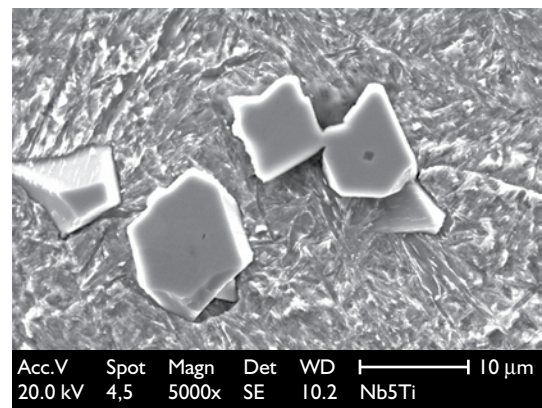


Figura 9. Liga Nb5. Diagrama de solidificação Scheil.



(a)



(b)

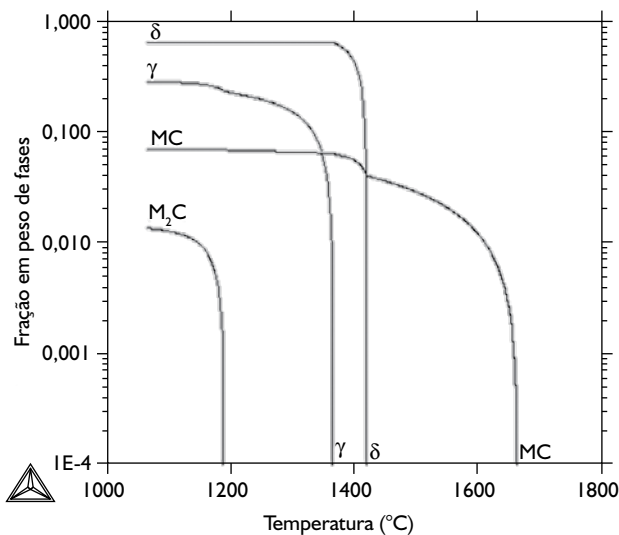


Figura 10. Liga Nb5Ti. Diagrama de solidificação Scheil.

Figura 11. Liga Nb5Ti: a) microestrutura no estado bruto de fundição. A – carboneto NbC primário ou eutético com morfologia poligonal; B – carboneto eutético MC; C – carboneto eutético. MEV – elétrons retroespalhados; e b) detalhe mostrando o carboneto com a forma poligonal, morfologia modificada devido à presença do titânio. MEV – elétrons secundários.

Assim como apresentado nas isopletas de equilíbrio, bem como nos diagramas de solidificação Scheil, a adição de 0,1% em peso de Ti não altera a seqüência de solidificação das ligas, desconsiderando-se a precipitação de Ti(C,N) na alumina. A ausência de modificações na seqüência de solidificação foi comprovada pela análise das microestruturas, as quais revelaram somente mudanças expressivas na morfologia dos carbonetos eutéticos e primários.

Agradecimentos

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo – Fapesp pelo suporte financeiro por meio do projeto de auxílio à pesquisa nº 04/05690-3 e à Aços Villares pela bolsa de mestrado concedida.

REFERÊNCIAS

- 1 ROBERTS, G.A. Vanadium in high-speed steel. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v. 236, n. 7, p. 950-63, 1966.
- 2 GOLDENSTEIN, H.; VATAVUK, J. Aços Hadfield contendo carbonetos de Nb e Ti. In: ENCONTRO DE TECNOLOGIA E UTILIZAÇÃO DOS AÇOS NACIONAIS, 2., 1987. Rio de Janeiro. Rio de Janeiro: Coppe/UFRJ, 1987. p. 151-169.
- 3 SOUZA, M.H.C.; FALLEIROS, I.G.S.; BARBOSA, C.A.; MORI, F.Y. Uso do nióbio como substituto do vanádio em aços rápidos. **Metalurgia e Materiais**, v. 38, n. 290, p. 19-25, 1982.
- 4 CESCÓN, T.; PAPALÉO, R. Estrutura bruta de fusão de materiais para aços-ferramenta, contendo nióbio. **Metalurgia e Materiais**, v. 38, n. 293, p. 221-4, 1982.
- 5 CESCÓN, T. Desenvolvimento de aços rápidos contendo nióbio baseados no conceito de “matrix steel”. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 37., 1982, Rio de Janeiro. São Paulo: ABM, 1982. v. 1.
- 6 GOLDENSTEIN, H.; VATAVUK, J. Aço ferramenta para trabalho a frio contendo carbonetos de nióbio. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 39., 1984, Belo Horizonte. São Paulo: ABM, 1984, v. 1.
- 7 CESCÓN, T.; CARNEIRO, T. Otimização de composição e morfologia dos carbonetos em aços rápidos contendo nióbio. **Metalurgia e Materiais**, v. 40, n. 315, p. 79-82, 1984.
- 8 BOCCALINI JR., M.; SINATORA, A.; MATSUBARA, Y.; SERANTONI, C.R.; Effects of vanadium content and cooling rate on the solidification of multi-component white cast iron. In: INTERNATIONAL CONFERENCE OF THE SCIENCE OF CASTING AND SOLIDIFICATION, 2001, Lux Libris – Romênia. [S.n.t.]. p.393-8.
- 9 ADNANE, L.; KESRI, R. Vanadium carbides formed from the melt by solidification in Fe-V-X-C alloys (X=Cr, Mo, Nb). **Journal of Alloys and Compounds**, v. 178, p. 71-84, 1992.
- 10 SILVA, P.F.; BOCCALINI Jr., M. Efeitos do teor de vanádio e da velocidade de resfriamento sobre a solidificação de ferros fundidos brancos multicomponentes contendo nióbio. In: CBECIMAT, 16., 2004, Porto Alegre. **Anais...** Porto Alegre: s.ed., 2004. 1 CD-ROM
- 11 UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO. Escola Politécnica. Hélio Goldenstein; Jan Vatauk. **Aço ferramenta de titânio para obtenção de ferramentas fundidas**. BR PI 8703784-0, 05 jan. 1988.
- 12 COELHO, G.C.; GOLCZEWSKI, J.A.; FISCHMEISTER, H.F. Thermodynamic Calculations for Nb- Containing High-Speed Steels and White-Cast-Irons Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 34A, n. 9, p. 1749-58, 2003.
- 13 SHOKUH FAR, A.; SHOKUH FAR, T. Thermal analysis and microstructural evaluation of conventional land developed high speed tool steels. **Materialwissenschaft und Werkstofftechnik**, v. 36, n.10, p. 557-60, 2005.
- 14 FISCHMEISTER, H.; KARAGOZ, S.; LARSSON, S.; LIEM, I.; SOTKOVSZKI, P. Nucleation of Primary MC carbides in a high speed steel: a study by ion microprobe and STEM-EDS. **Sonderbände der Praktischen Metallographien**, v.18, n.?, p. 467-78, 1987.
- 15 SILVA, P.F. **Desgaste e fadiga térmica de ligas “aço matriz + NbC”**. 2006. 164p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.
- 16 TCFE2. Banco de dados termodinâmicos. S.l.: Thermocalc, 2000.
- 17 FARINA, A.B. Uso do Software ThermoCalc para cálculos de dados termodinâmicos. In: Curso de aprendizagem da utilização do programa ThermoCalc®. São Paulo, 2004. [Apostila].
- 18 FARINA, A.B. **Aplicações da modelagem termodinâmica – Utilização, desenvolvimento e otimização de bancos de dados termodinâmicos**. 2007. 282 p. Trabalho de formatura – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2007.

Recebido em: 23/11/07

Aceito em: 12/03/08

Proveniente de: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 62., 2007, Vitória, ES. São Paulo: ABM, 2007.