

AVALIAÇÃO DE MICRODUREZA DE LIGAS Hf-Si-B*

João Carlos Jânio Gigolotti¹
Eliane Fernandes Brasil Costa²
Carlos Angelo Nunes³
Elisa Gombio Rocha⁴
Gilberto Carvalho Coelho³

Resumo

O avanço tecnológico tem gerado demanda crescente por materiais que possam ser utilizados em alta temperatura e ambientes oxidantes, o que inclui ligas intermetálicas MR-Si-B (MR = metal refratário) com estruturas multifásicas. Assim, este trabalho teve por objetivo estudar a microdureza de ligas do sistema Hf-Si-B na seção isotérmica a 1600°C, na região rica em Hf. Ligas Hf-Si-B foram fundidas com lâminas de Hf (min. 99,8%), Si (min. 99,998%) e B (min. 99,5%), em forno a arco e tratadas termicamente a 1600 °C em atmosfera de argônio. As relações de fases nessas ligas foram identificadas por difração de raios-X e por contraste, em imagens obtidas via microscopia eletrônica de varredura no modo elétrons retroespalhados. As ligas tiveram sua dureza medida pelo método Vickers (microdureza) com cargas de 0,05 *kgf* e 0,2 *kgf* e tempo de aplicação de 20 s. Os resultados, obtidos da média aritmética das medições realizadas nas regiões heterogêneas de cada liga, mostraram uma dureza média de 11,08 GPa, com pequeno coeficiente de variação de 3,8%. Os boretos HfB₂ (19,34 GPa) e HfB (11,76 GPa) apresentaram dureza mais elevada que os silicetos Hf₂Si (8,57 GPa), Hf₅Si₃ (9,63 GPa), Hf₃Si₂ (11,66 GPa), Hf₅Si₄ (10,00 GPa), HfSi (10,02 GPa) e HfSi₂ (8,61 GPa).

Palavras-chave: Microdureza; Ligas Hf-Si-B; Silicetos; Boretos.

MICRO HARDNESS EVALUATION OF THE Hf-Si-B ALLOYS

Abstract

The technological advance has generated increasing demand for materials that can be used under high temperature, what includes intermetallic MR-Si-B (MR = refractory metal) alloys with multiphase structures, that can also be applied in oxide environments. Thus, this work had for objective the micro hardness study of the Hf-Si-B system alloys, heat treated at 1600°C, in the Hf rich region. Hf-Si-B alloys had been produced with blades of Hf (min. 99.8%), Si (min. 99.998%) and B (min. 99.5%), in the voltaic arc furnace and heat treated at 1600 °C under argon atmosphere. The relationship of the phases had been previously identified by X-ray diffraction and contrast in backscattered electron imaging mode. The alloys had their hardness analyzed by method Vickers (micro hardness) with load of 0.05 *kgf* and 0.2 *kgf* and application time of 20 s. The results, obtained from the arithmetic mean of measurements for each alloy on the heterogeneous region, showed a mean hardness of 11.08 GPA, with small coefficient of variation of 3.8%. The borides HfB₂ (19.34 GPa) e HfB – 11.76 GPa, showed the hardness higher than the silicides Hf₂Si (8.57 GPa), Hf₅Si₃ (9.63 GPa), Hf₃Si₂ (11.66 GPa), Hf₅Si₄ (10.00 GPa), HfSi (10.02 GPa) e HfSi₂ (8.61 GPa).

Keywords: Micro Hardness; Hf-Si-B Alloys; Silicides; Borides.

¹ Licenciatura em Matemática, Doutor, Professor, Curso de Engenharia de Produção, Centro Universitário de Volta Redonda, Volta Redonda, Rio de Janeiro, Brasil.

² Engenharia de Produção, Graduanda, Curso de Engenharia de Produção, Centro Universitário de Volta Redonda, Volta Redonda, RJ, Brasil.

³ Engenharia Metalúrgica, Doutor, Professor, Departamento de Materiais, Escola de Engenharia de Lorena (EEL), Universidade de São Paulo (USP), Lorena, São Paulo, Brasil.

⁴ Eng. de Materiais, Graduanda, Curso de Engenharia de Materiais, EEL, USP, Lorena, SP, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A busca em nível mundial pela melhoria da eficiência termodinâmica na produção de energia é a mais forte motivação para o desenvolvimento de novos materiais capazes de manter boas propriedades durante longos períodos em serviço em altas temperaturas, que em muitos casos são bem superiores a 1000°C. Para tal aplicação uma liga metálica deve apresentar um balanço adequado de propriedades, o que inclui resistência à oxidação, refratariedade e resistência mecânica, dentre outras. As ligas mais promissoras para aplicações em altas temperaturas são aquelas baseadas nos sistemas MR–Si–B (MR – metais refratários) [1,2]. Nesse contexto, o conhecimento da dureza de ligas Hf–Si–B se torna fundamental para a constituição de um banco de dados que permita o aproveitamento tecnológico desses materiais.

O presente trabalho teve por objetivo determinar a microdureza de ligas Hf–Si–B tratadas termicamente a 1600 °C.

Os principais dados encontrados na literatura especializada a respeito do diagrama de fases do sistema ternário Hf–Si–B são oriundos dos estudos da seção isotérmica a 1300 °C realizados por Brukl [3], Figura 1a, e por Rudy [4,5], Figura 1b.

Brukl [3] e Rudy [4,5] determinaram as fases Hf₂Si, Hf₃Si₂, HfSi e HfSi₂, no sistema Hf–Si, e HfB e HfB₂, no sistema Hf–B, para o estudo do sistema Hf–Si–B. Brukl [3] definiu a existência de uma fase ternária, a qual denominou “T”, com estrutura hexagonal tipo Mn₅Si₃ (D8₈), na composição Hf₅₂Si₃₈B₁₀, com pequena faixa de homogeneidade, ao passo que Rudy [4,5], na determinação dessa fase ternária, destacou-a como incerta “?Hf₈Si₆B”.

Recentemente, Cai et al. [6] estudaram experimentalmente a seção isotérmica a 1000 °C, Figura 1c, do sistema Hf–Si–B e determinaram os campos trifásicos HfB₂ + Si + SiB₃, HfB₂ + Si + HfSi₂, HfB₂ + HfSi + HfSi₂, HfB₂ + HfSi + Hf₅Si₄, HfB₂ + Hf₅Si₃B_{0,2} + Hf₅Si₄, HfB₂ + Hf₅Si₃B_{0,2} + Hf₅Si₄, Hf₃Si₂ + Hf₅Si₃B_{0,2} + Hf₂Si, Hf₂Si + HfB₂ + Hf₅Si₃B_{0,2}, HfB + Hf₂Si + HfB₂ e Hf + HfB + Hf₂Si.

Gigolotti et al. [7,8] estudaram experimentalmente a seção isotérmica a 1600 °C, Figura 1d, do sistema Hf–Si–B na região rica em Hf e determinaram a estabilidade das fases αHf_{SS}, Hf₂Si, Hf₅Si₃, Hf₃Si₂, Hf₅Si₄, HfSi, HfSi₂, HfB e HfB₂, nos campos trifásicos αHf_{SS} + HfB + Hf₂Si, HfB + HfB₂ + Hf₂Si, HfB₂ + Hf₂Si + Hf₅Si₃, HfB₂ + Hf₅Si₃ + Hf₃Si₂, HfB₂ + Hf₃Si₂ + Hf₅Si₄, HfB₂ + Hf₅Si₄ + HfSi e HfB₂ + HfSi + HfSi₂ e nas seções pseudobinárias HfB + Hf₂Si, HfB₂ + Hf₂Si, HfB₂ + Hf₅Si₃, HfB₂ + Hf₃Si₂, HfB₂ + Hf₅Si₄, HfB₂ + HfSi e HfB₂ + HfSi₂. Esses resultados contrariam as poucas propostas encontradas na literatura para seções isotérmicas do sistema ternário Hf–Si–B [3-6]. Não foram encontrados indícios de formação da fase ternária com estrutura hexagonal tipo Mn₅Si₃ (D8₈), conforme as propostas de Brukl [3] e de Rudy [4,5], ambas na seção isotérmica a 1300 °C do sistema Hf–Si–B, os quais também não previram a estabilidade da fase Hf₅Si₃. Da mesma forma, não foram encontrados indícios da existência do composto não estequiométrico Hf₅Si₃B_{0,2} proposto por Cai et al. [6] para a seção isotérmica a 1000 °C do sistema Hf–Si–B, que pode ser interpretado como a fase Hf₅Si₃.

Não foram encontradas na literatura informações relativas ao estudo de dureza de ligas Hf–Si–B. Importantes conclusões podem ser tiradas dessas informações para o desenvolvimento tecnológico de materiais à base dessas ligas, decorrendo disto a relevância deste estudo.

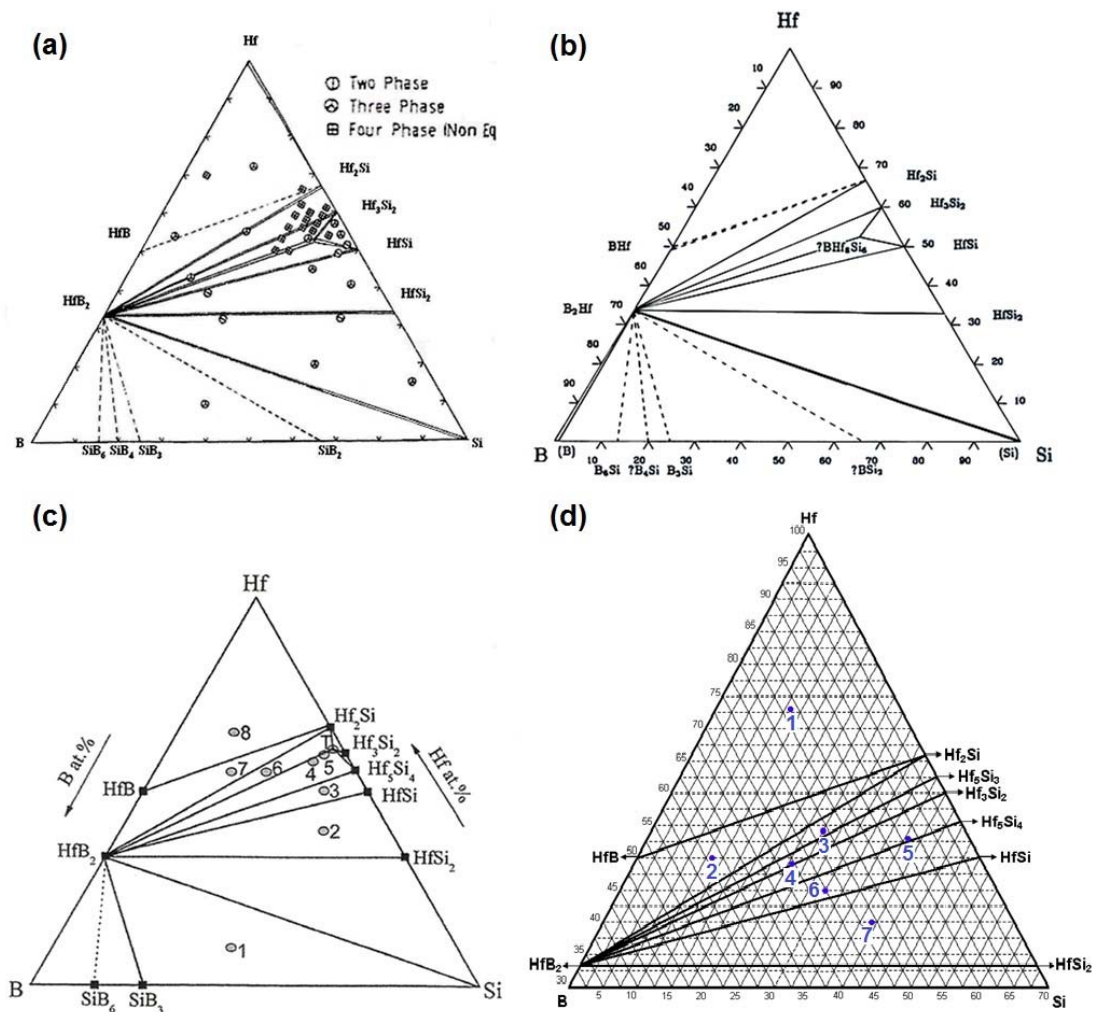


Figura 1 – Seções isotérmicas experimentais do sistema Hf–Si–B: (a) a 1300 °C proposta por Brukl [3]; (b) a 1300 °C proposta por Rudy [4,5]; (c) a 1000 °C proposta por Cai et al. [6]; a 1600 °C, na região rica em Hf, proposta por Gigolotti et al. [7,8].

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização deste trabalho foram utilizadas ligas Hf–Si–B com composições na região rica em Hf do diagrama Hf–Si–B, Figura 1d e Tabela 1.

As matérias-primas utilizadas foram Hf (mínimo de 99,8%), Si (mínimo de 99,998%) e B (mínimo de 99,5%) de alta pureza. As amostras (3-4 g) foram fundidas em forno a arco, provido de um cadinho de cobre eletrolítico refrigerado a água, em atmosfera de argônio. Antes de cada etapa de fusão uma amostra de titânio puro foi fundida para eliminar $O_2/H_2O/N_2$ residual da atmosfera de argônio. Cada liga foi submetida a três etapas de fusão, pelo menos, para garantir a homogeneidade composicional. Após a etapa de produção em forno a arco as amostras foram tratadas termicamente (TT), Tabela 1, a 1600 °C por 48h, em um forno com resistência de Nb, em atmosfera de argônio, onde as amostras foram acomodadas separadamente em um recipiente de tântalo e posicionadas no interior da zona de uniformidade de temperatura, no qual as medidas de temperatura foram realizadas com um pirômetro calibrado a partir dos pontos de fusão do háfnio, zircônio, titânio e níquel, tendo as amostras, após o tratamento térmico, sido resfriadas no interior do forno.

As ligas foram caracterizadas através de imagens de microscópio eletrônico de varredura (MEV) e de resultados de difração de raios X (DRX). Para a obtenção das imagens MEV as ligas foram embutidas em resina a quente (150 °C / 21 MPa), lixadas com lixas de SiC na sequência #220 - #4000 e polidas com suspensão de sílica coloidal (OP-S). As imagens foram obtidas no modo elétrons retroespalhados (IERE) utilizando-se um instrumento LEO-ZEISS 1450VP, com tensão de aceleração entre 15 kV e 25 kV. Para a obtenção de DRX as amostras foram reduzidas a pó num pilão de aço e peneiradas em abertura de 80 mesh. Os DRX foram obtidos à temperatura ambiente com radiação $\text{CuK}\alpha$ e grafite monocromador.

Tabela 1 – Composições das ligas Hf–Si–B tratadas termicamente (TT) e as condições de tratamento térmico a que foram submetidas.

Liga	Composição (% at.)	Condições de tratamento
01	Hf73Si11B16	1600 °C / 48 h
02	Hf50Si11B39	
03	Hf54Si25B21	
04	Hf49Si23B28	
05	Hf53Si38B09	
06	Hf45Si30B25	
07	Hf40Si39B21	

Os ensaios de microdureza das ligas Hf–Si–B foram feitos pelo método Vickers. As fases presentes nas ligas passaram por no mínimo cinco ensaios de medição de dureza, dos quais foi considerada a média aritmética como resultado final. A carga aplicada em cada ensaio foi de 0,05 *kgf* e o tempo de aplicação de 20 s. Também foram realizados ensaios de dureza em pontos que apresentassem misturas de fases, escolhidos aleatoriamente de modo a obter a medida de dureza média de cada liga. Esses ensaios foram realizados com carga de 0,2 *kgf* e o tempo de aplicação de 20 s.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 2 apresenta as micrografias das ligas Hf–Si–B estudadas enquanto a Tabela 2 e a Figura 3 apresentam os resultados médios de dureza das fases presentes nessas ligas. Os resultados médios de dureza das regiões heterogêneas das ligas estudadas também são apresentados na Tabela 2.

Na Figura 2a, referente à liga Hf73Si11B16-TT (01), a micrografia mostra grandes porções das fases Hf₂Si e HfB, bem distinguíveis por contraste, e também partículas menores das fases Hf₂Si e HfB em uma matriz composta de αHf_{ss} , ou seja, a liga se localiza no campo trifásico $\alpha\text{Hf}_{ss} + \text{HfB} + \text{Hf}_2\text{Si}$, Figura 1d.

Na Figura 2b, referente à liga Hf50Si11B39-TT (02), a micrografia mostra grandes porções da fase Hf₂Si, caracteristicamente trincada, grandes porções da fase HfB e pequenas porções da fase HfB₂, além de irrisória quantidade da fase αHf_{ss} . A observação de quatro fases na microestrutura indica que a liga Hf50Si11B39–TT não atingiu o equilíbrio termodinâmico, contudo, permite inferir que a liga se localiza no campo trifásico $\text{HfB} + \text{HfB}_2 + \text{Hf}_2\text{Si}$, Figura 1d.

Os resultados de ensaios de microdureza realizados nas ligas Hf73Si11B16-TT (01) e Hf50Si11B39-TT (02) mostram que o boreto HfB apresenta dureza média de 11,76 GPa, Tabela 2. A região heterogênea composta da matriz de αHf_{ss} com pequenas porções do siliceto Hf₂Si e do boreto HfB, observada na liga Hf73Si11B16-TT (01)

apresenta uma dureza média de 8,01 GPa, enquanto a região heterogênea composta de grandes porções do siliceto Hf_2Si e do boreto HfB_2 e pequenas porções das fases $\alpha\text{Hf}_{5\text{Si}_3}$ e HfB_2 observada na liga $\text{Hf}_{50}\text{Si}_{11}\text{B}_{39}\text{-TT}$ (02) apresenta uma dureza média de 11,02 GPa.

Na Figura 2c, referente à liga $\text{Hf}_{54}\text{Si}_{25}\text{B}_{21}\text{-TT}$ (03), a micrografia mostra grandes porções da fase Hf_2Si , como matriz, e pequenas porções da fase HfB_2 e também da fase Hf_5Si_3 , o que permite inferir que a liga atingiu o equilíbrio termodinâmico e que se localiza no campo trifásico $\text{HfB}_2 + \text{Hf}_2\text{Si} + \text{Hf}_5\text{Si}_3$, Figura 1d.

Os resultados de ensaios de microdureza realizados nas ligas $\text{Hf}_{73}\text{Si}_{11}\text{B}_{16}\text{-TT}$ (01), $\text{Hf}_{50}\text{Si}_{11}\text{B}_{39}\text{-TT}$ (02) e $\text{Hf}_{54}\text{Si}_{25}\text{B}_{21}\text{-TT}$ (03) mostram que o siliceto Hf_2Si apresenta dureza média de 8,57 GPa, Tabela 2, ao passo que a região heterogênea composta da matriz de Hf_2Si com pequenas porções do boreto HfB_2 e do siliceto Hf_5Si_3 , observada na liga $\text{Hf}_{54}\text{Si}_{25}\text{B}_{21}\text{-TT}$ (03) apresenta uma dureza média de 11,69 GPa. Na Figura 2d, referente à liga $\text{Hf}_{49}\text{Si}_{23}\text{B}_{28}\text{-TT}$ (04), a micrografia mostra a fase Hf_3Si_2 , matriz, numa microestrutura heterogênea com as fases HfB_2 e Hf_5Si_3 , distinguíveis por contraste, em menores proporções, o que permite inferir que a liga atingiu o equilíbrio termodinâmico e que se localiza no campo trifásico $\text{HfB}_2 + \text{Hf}_5\text{Si}_3 + \text{Hf}_3\text{Si}_2$, Figura 1d.

Os resultados de ensaios de microdureza realizados nas ligas $\text{Hf}_{54}\text{Si}_{25}\text{B}_{21}\text{-TT}$ (03) e $\text{Hf}_{49}\text{Si}_{23}\text{B}_{28}\text{-TT}$ (04) mostram que o siliceto Hf_5Si_3 apresenta dureza média de 9,63 GPa, Tabela 2, ao passo que a região heterogênea composta da matriz de Hf_3Si_2 com pequenas porções do boreto HfB_2 e do siliceto Hf_5Si_3 , observada na liga $\text{Hf}_{49}\text{Si}_{23}\text{B}_{28}\text{-TT}$ (04) apresenta uma dureza média de 10,50 GPa.

Na Figura 2e, referente à liga $\text{Hf}_{53}\text{Si}_{38}\text{B}_{9}\text{-TT}$ (05), a micrografia mostra uma microestrutura heterogênea das fases HfB_2 , Hf_3Si_2 , Hf_5Si_4 , esta como matriz, e HfSi , onde fica evidente que o tratamento térmico a 1600 °C durante 48 horas não foi suficiente para que a liga atingisse o equilíbrio termodinâmico. Contudo, foi possível inferir sobre a existência do campo trifásico $\text{HfB}_2 + \text{Hf}_3\text{Si}_2 + \text{Hf}_5\text{Si}_4$, Figura 1d.

Os resultados de ensaios de microdureza realizados nas ligas $\text{Hf}_{49}\text{Si}_{23}\text{B}_{28}\text{-TT}$ (04) e $\text{Hf}_{53}\text{Si}_{38}\text{B}_{9}\text{-TT}$ (05) mostram que o siliceto Hf_3Si_2 apresenta dureza média de 11,66 GPa, Tabela 2, ao passo que a região heterogênea composta da matriz de Hf_5Si_4 com pequenas porções do boreto HfB_2 e dos silicetos Hf_3Si_2 e HfSi observada na liga $\text{Hf}_{53}\text{Si}_{38}\text{B}_{9}\text{-TT}$ (05) apresenta uma dureza média de 11,43 GPa.

Na Figura 2f, referente à liga $\text{Hf}_{45}\text{Si}_{30}\text{B}_{25}\text{-TT}$ (06), a micrografia mostra uma microestrutura heterogênea das fases Hf_5Si_4 , como matriz, HfB_2 e HfSi , o que permitiu inferir que a liga atingiu o equilíbrio termodinâmico e que se localiza no campo trifásico $\text{HfB}_2 + \text{Hf}_5\text{Si}_4 + \text{HfSi}$, Figura 1d.

Os resultados de ensaios de microdureza realizados nas ligas $\text{Hf}_{53}\text{Si}_{38}\text{B}_{9}\text{-TT}$ (05) e $\text{Hf}_{45}\text{Si}_{30}\text{B}_{25}\text{-TT}$ (06) mostram que o siliceto Hf_5Si_4 apresenta dureza média de 10,00 GPa, Tabela 2, ao passo que a região heterogênea composta da matriz de Hf_5Si_4 com menores porções do boreto HfB_2 e do siliceto HfSi observada na liga $\text{Hf}_{45}\text{Si}_{30}\text{B}_{25}\text{-TT}$ (06) apresenta uma dureza média de 10,84 GPa.

Na Figura 2g, referente à liga $\text{Hf}_{40}\text{Si}_{39}\text{B}_{21}\text{-TT}$ (07), a micrografia mostra grandes porções da fase HfSi , como matriz, numa microestrutura heterogênea com as fases HfB_2 e HfSi_2 em menores porções, o que permite inferir que a liga atingiu o equilíbrio termodinâmico e que se localiza no campo trifásico $\text{HfB}_2 + \text{HfSi} + \text{HfSi}_2$, Figura 1d.

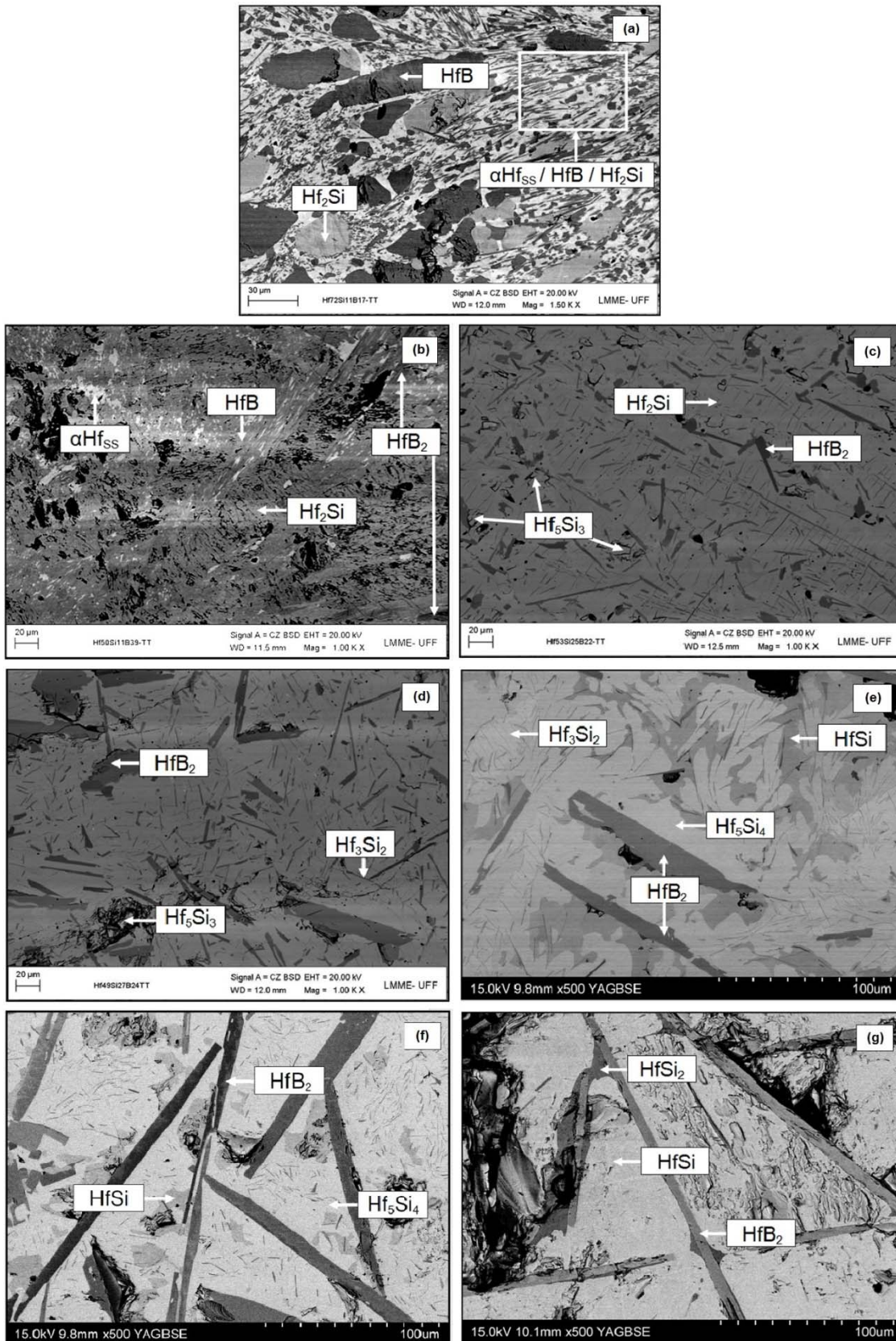


Figura 2 – Micrografia (MEV/IERE) de ligas Hf–Si–B tratadas termicamente a 1600 °C durante 48 h: (a) Hf73Si11B16-TT (01); (b) Hf50Si11B39 (02); (c) Hf54Si25B21 (03); (d) Hf49Si23B28 (04); (e) Hf53Si38B09 (05); (f) Hf45Si30B25 (06); (g) Hf40Si39B21 (07).

Tabela 2 – Resultados de ensaios de dureza Vickers (GPa) de ligas Hf–Si–B tratadas termicamente a 1600 °C durante 48 horas.

Liga	Fases									Dureza ⁽¹⁾
	$\alpha\text{Hf}^{(3)}$	Boreto		Siliceto						
		HfB	HfB ₂	Hf ₂ Si	Hf ₅ Si ₃	Hf ₃ Si ₂	Hf ₅ Si ₄	HfSi	HfSi ₂	
01	X	X		X						8,01
02	X ⁽⁴⁾	X	X	X						11,02
03			X	X	X					11,69
04			X		X	X				10,50
05			X			X	X	X		11,43
06			X				X	X		10,84
07			X					X	X	11,01
Dureza⁽²⁾		11,76	19,34	8,57	9,63	11,66	10,00	10,02	8,61	

1 – Dureza média de regiões heterogêneas; 2 – Dureza média dos boretos e silicetos; 3 – Solução sólida de αHf – não foi medida a dureza; 4 – Quantidade irrisória.

Os resultados de ensaios de microdureza realizados nas ligas Hf₅₃Si₃₈B₀₉-TT (05), Hf₄₅Si₃₀B₂₅-TT (06) e Hf₄₀Si₃₉B₂₁-TT (07) mostram que o siliceto HfSi apresenta dureza média de 10,02 GPa, Tabela 2, ao passo que a região heterogênea composta da matriz de HfSi com menores porções do boreto HfB₂ e do siliceto HfSi₂ observada na liga Hf₄₀Si₃₉B₂₁-TT (07) apresenta uma dureza média de 11,01 GPa. Por outro lado, os ensaios de microdureza realizados na liga Hf₄₀Si₃₉B₂₁-TT (07) mostram que o siliceto HfSi₂ apresenta dureza média de 8,61 GPa.

Os resultados de ensaios de microdureza realizados nas ligas 02 a 07 mostram que o boreto HfB₂ apresenta uma dureza média de 19,34 GPa. Como se pode ver no gráfico da Figura 3 o boreto HfB₂ apresenta dureza sensivelmente superior, aproximadamente 64,5% maior, que a dureza do boreto HfB e ambos os boretos apresentam dureza maior que os silicetos Hf₂Si, Hf₅Si₃, Hf₃Si₂, Hf₅Si₄, HfSi e HfSi₂.

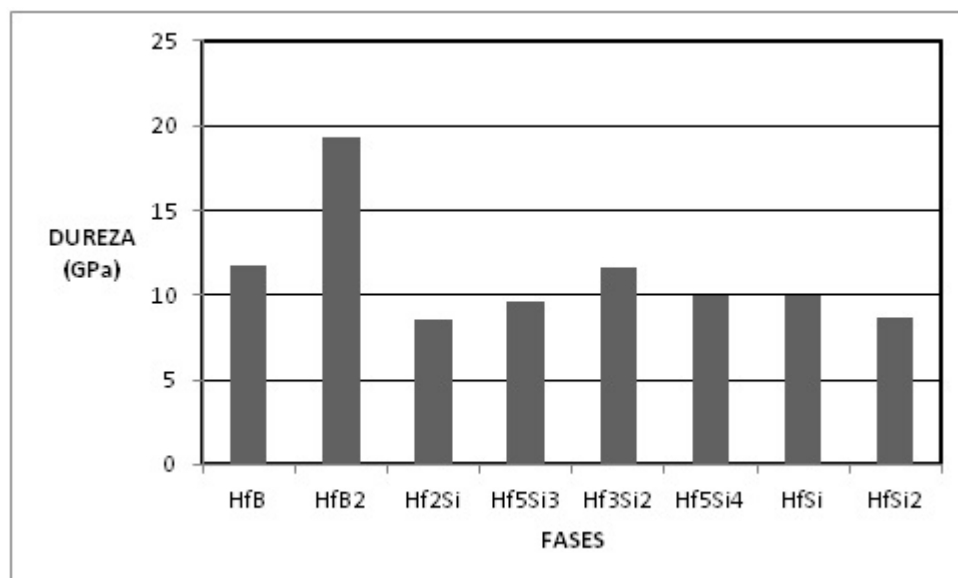


Figura 3 – Resultados de ensaios de dureza Vickers (GPa) de ligas Hf–Si–B tratadas termicamente a 1600 °C durante 48 horas.

Por outro lado, também conforme a Figura 3, os silicetos de háfnio apresentam elevação gradual de dureza, a partir do mínimo valor de 8,57 GPa no siliceto Hf₂Si, conforme se aumenta a proporção de silício na estequiometria dos silicetos, até

atingir seu valor mais elevado de 11,66 GPa no siliceto Hf_3Si_2 , após o qual passa a diminuir com a elevação da proporção de silício na estequiometria dos silicetos, até o valor de 8,61 GPa no siliceto HfSi_2 .

Não foi possível a medição de dureza da fase $\alpha\text{Hf}_{\text{SS}}$ devido às partículas muito finas da fase presentes nas ligas $\text{Hf}_{73}\text{Si}_{11}\text{B}_{16}\text{-TT}$ (01) e $\text{Hf}_{50}\text{Si}_{11}\text{B}_{39}\text{-TT}$ (02).

As medições realizadas nas regiões heterogêneas compostas de misturas de boretos e silicetos, $\alpha\text{Hf}_{\text{SS}}$ (quantidade irrisória) + HfB + HfB_2 + Hf_2Si (11,02 GPa), HfB_2 + Hf_2Si + Hf_5Si_3 (11,69 GPa), HfB_2 + Hf_5Si_3 + Hf_3Si_2 (10,50 GPa), HfB_2 + Hf_3Si_2 + Hf_5Si_4 + HfSi (11,43 GPa), HfB_2 + Hf_5Si_4 + HfSi (10,84 GPa) e HfB_2 + HfSi + HfSi_2 (11,01 GPa), mostram pequena variação nas medidas de dureza, dado a um coeficiente de variação de 3,8%, para um desvio padrão de 0,42 e uma dureza média de 11,08 GPa.

A presença de $\alpha\text{Hf}_{\text{SS}}$ na mistura $\alpha\text{Hf}_{\text{SS}}$ + HfB + Hf_2Si aliada à ausência da fase HfB_2 revelou a menor medida de dureza (8,01 GPa) dentre as misturas heterogêneas de fases avaliadas.

4 CONCLUSÃO

As medições de dureza Vickers realizadas na seção isotérmica a 1600 °C do sistema Hf-Si-B , na região rica em Hf, permitem concluir que os boretos de háfnio HfB_2 (19,34 GPa) e HfB (11,76 GPa) apresentam dureza mais elevada que os silicetos de háfnio Hf_2Si (8,57 GPa), Hf_5Si_3 (9,63 GPa), Hf_3Si_2 (11,66 GPa), Hf_5Si_4 (10,00 GPa), HfSi (10,02 GPa) e HfSi_2 (8,61 GPa). Permitem concluir também que a dureza dos silicetos de háfnio aumenta gradualmente conforme aumenta a proporção de silício em sua estequiometria, até atingir o valor mais elevado no siliceto Hf_3Si_2 , após o que passa a diminuir com a com continuidade na elevação da proporção de silício em sua estequiometria. Por outro lado, foi verificada pequena variação na dureza das misturas heterogêneas de boretos e silicetos que apresentaram dureza média de 11,08 GPa.

REFERÊNCIAS

- 1 Nunes CA. Estabilidade de Fases em Ligas Mo-B-Si Ricas em Molibdênio. Tese (Doutorado). Departamento de Engenharia de Materiais, Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, Campinas, 1997.
- 2 Nunes CA, sakidja R, perepezko JH. Phase Stability in High Temperature Mo-rich Mo-B-Si Alloys. In: Structural Intermetallics, editado por Nathal, M. V. et al. Warrendale: TMS. 1997; 831-839.
- 3 Brukl CE. Ternary Phase Equilibria in Transition Metal-Boron-Carbon-Silicon Systems. Ohio: Wright-Patterson AFB, Air Force Materials Lab, Technical Report, parte II, v. X, AFML-TR-65-2. 1966; 1-95.
- 4 Rudy E. Ternary Phase Equilibria in Transition Metal-Boron-Carbon-Silicon Systems. Ohio: Wright-Patterson AFB, Air Force Materials Lab, AFML-TR-65-2, parte 4. 1969; 689.
- 5 Massalski TB. Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams. Ohio: Materials Park, ASM International. 1995; 1-10: 5704-5705.
- 6 Cai GM, zheng F, yi DQ, chen HM, zhou SX, long ZH, jin ZP. Experimental Investigation and Thermodynamic Modeling of Hf-Si-B system. Journal of Alloys and Compounds. 2010; 494 (1-2): 148-154.
- 7 Gigolotti JCJ, nunes CA, coelho GC. Avaliação Experimental das Relações de Fases na Região Rica em Háfnio do Sistema Háfnio-Silício-Boro. 1st International Materials

Congress (TMS/ABM) – 65º Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia – ABM, Anais. 2010; 2588-2599.

- 8 Gigolotti JCJ. Avaliação experimental das relações de fases da seção isotérmica a 1600 °C e da projeção liquidus na região rica em háfnio do sistema háfnio–silício–boro. 2012. 294 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Departamento de Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2012.