

TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA PRÓXIMA À TEMPERATURA MS EM UM AÇO HIPEREUTETÓIDE PARA ROLAMENTO COM ALTO Si¹

Mario González Ramirez²
Arthur Seiji Nishikawa³
Paulo Henrique Ogata⁴
José Benedito Marcomini⁵
Hélio Goldenstein⁶

Resumo

Uma liga experimental com composição semelhante à de um aço para rolamento, contendo elevados teores de Si e Mn foi preparada por fusão por indução sob vácuo e laminação a quente. Amostras deste material foram solubilizadas no campo $\gamma + \theta$ e tratadas isotermicamente em temperaturas próximas à temperatura Ms (estimada a partir de cálculos feitos com ThermoCalc® e da equação experimental de Andrews e verificada por dilatometria). Amostras com transformação parcial foram obtidas através de tratamentos em banho de sal interrompidos por têmpera para avaliar a cinética da reação. As microestruturas obtidas foram caracterizadas utilizando MO e MEV. A microdureza dos microconstituintes foi determinada para diversos estágios de transformação e comparada com resultados obtidos para a martensita revenida do mesmo aço. Os resultados foram comparados com ensaios semelhantes realizados em amostras de DIN 100Cr6 e de trabalhos anteriores.

Palavras-chave: Bainita isenta de carbonetos; Decomposição da austenita; Rolamentos.

BAINITIC TRANSFORMATION NEAR MS TEMPERATURE IN A HYPEREUCTETOID HIGH-SI BEARING STEEL

Abstract

An experimental alloy with composition similar to bearing steel, with higher levels of Si and Mn, was produced by vacuum induction melting and hot rolling. Samples were solubilized in the $\gamma + \theta$ field and isothermally treated above the Ms temperature (estimated from ThermoCalc® computation, the empirical Andrew's equation and checked by dilatometry). Samples partially transformed were obtained by means of salt bath treatments interrupted by quenching in oil. Microstructures were characterized using OM and SEM techniques. Microhardness was measured at various transformation stages and compared with results of tempered martensite from the same steel. The results were compared with similar experiments made with samples of DIN 100Cr6 steel and results described in previous works.

Key words: Carbide-free bainite; Austenite decomposition; Bearing steel.

¹ Contribuição técnica ao 67º Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Eng. Mecânico, Doutorando do Depto. de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica (Poli), Universidade de São Paulo (USP), SP, Brasil.

³ Graduando em Engenharia Metalúrgica, Poli, USP, SP, Brasil.

⁴ Tecnólogo em Materiais, Doutorando do Depto. Eng. Metalúrgica e de Materiais, Poli, USP, Brasil.

⁵ Eng. de Materiais, M. Eng., D. Eng., Chefe do Depto. de Eng. Materiais, Bardella S/A.

⁶ Eng. Metalurgista, M. Eng., D. Eng., Prof. do Depto. de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Poli, USP.

1 INTRODUÇÃO

Aços para rolamentos são conhecidos pela elevada exigência mecânica a que são submetidos. A gama de aplicações inclui transmissões, caixas de câmbio, mancais, entre outros. A solitação dinâmica associada ao tipo de aplicação faz com que estes componentes sejam severamente submetidos a tensões cíclicas e estáticas. Ademais, o contato metal-metal entre esferas e pista gera uma série de fenômenos de superfície. Dentre as inúmeras propriedades mecânicas que caracterizam o material para rolamento, são notáveis a dureza, tenacidade, ductilidade e resistência à fadiga de contato.

Atendendo a essas especificações, há duas categorias de materiais utilizados na quase totalidade dos rolamentos: peças de aço submetidas a algum tipo de tratamento térmico/termoquímico que geram um núcleo relativamente menos resistente associado a uma superfície mais dura e aços submetidos a tratamentos térmicos para obtenção de martensita e bainita.⁽¹⁾

Atualmente o principal aço utilizado na fabricação destes componentes é o DIN 100Cr6, mais conhecido pela designação SAE/AISI 52100. O mais usual tratamento térmico utilizado é uma austenização no campo de coexistência da austenita e cementita ($\gamma + \theta$) seguido de têmpera e revenimento em baixa temperatura. Desta forma, a microestrutura resultante apresenta carbonetos pró-eutetóides e uma matriz de martensita revenida. Esta combinação gera boas propriedades de resistência à abrasão, dureza elevada e resistência à fadiga de contato.⁽¹⁾

Recentemente tem crescido o interesse por rotas alternativas de tratamentos térmicos de aços para rolamento, onde os aços são austemperados em temperaturas acima do M_s , obtendo uma estrutura de carbonetos dispersos em uma matriz de bainita inferior, mais tenaz que a martensita revenida.^(2,3) A transformação bainítica ocorre entre as temperaturas de formação de perlita e de início da transformação atérmica da martensita (M_s). As diferentes morfologias de bainita consistem de agregados de feixes de ripas de ferrita e precipitados de carboneto oriundos de um crescimento não-cooperativo. Com o aumento do teor de silício no aço, entretanto, a precipitação destes carbonetos pode ser atrasada ou suprimida à totalidade, gerando um agregado de ferrita bainítica e austenita, esta última estabilizada pelo carbono particionado no crescimento dos feixes de ferrita. As propriedades mecânicas deste microconstituente associam excelente resistência à tração e compressão, em função da estrutura refinada de ferrita, e elevadas ductilidade e tenacidade, decorrentes da alta capacidade de encruamento da austenita estabilizada ou do fenômeno de transformação martensítica induzida por deformação (TRIP) na austenita metaestável.

Recentemente, importantes trabalhos têm sido desenvolvidos por Caballero e Bhadeshia, tanto em aços hipoeutetóides quanto hipereutetóides.⁽⁴⁻⁶⁾ Nestes trabalhos, entretanto, houve o cuidado de se trabalhar com completa dissolução de fases pró-eutetóides durante a austenitização. Soliman e Palkowski⁽⁷⁾ estudaram a formação de bainita isenta de carbonetos tratando termicamente o material no campo de equilíbrio entre ferrita e austenita, obtendo microestruturas dependentes do carbono particionado para a austenita durante a austenitização.

Ressalta-se, no entanto, que ferros fundidos nodulares austemperados (ADI), apresentando uma matriz composta de ferrita acicular e austenita rica em carbono (microconstituente chamado de ausferrita na literatura de fundição), tem sido usada na indústria desde a década de 1970.⁽⁸⁾ Tanto nos aços quanto nos ferros fundidos o

tratamento isotérmico (austêmpera) deve ser executado em uma janela de processo em que a precipitação de carbonetos é evitada.

O presente trabalho propõe a austêmpera de uma liga baseada no aço para rolamentos DIN 100Cr6 modificada pela adição de Si e Mn, austenitizada no campo $\gamma + \theta$ à semelhança da liga convencional.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Uma liga baseada no aço para rolamentos DIN 100Cr6 com adições de manganês e silício foi produzida por fusão por indução sob vácuo no centro de pesquisa da Villares Metals S/A. As adições destes dois elementos foi feita na intenção de, respectivamente, abaixar a temperatura Ar₃, aumentando o campo de transformação bainítica, como também aumentar a temperabilidade do aço e suprimir a precipitação de carbonetos. São apresentados na Tabela 1 a composição química do aço 100Cr6 e da liga modificada (aqui adotada a abreviação *100Cr6mod*).

Tabela 1. Composição química (% mássica) da liga estudada e do aço comercial DIN 100Cr6

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Sn	O
100Cr6mod	1,06	1,74	0,96	0,002	0,001	1,49	0,13	0,05	0,06	0,05	0,006	0,0006
100Cr6	1,00	0,25	0,32	0,006	0,0056	1,35	0,04	0,01	0,01	0,019	-	-

A temperatura de início da transformação martensítica foi estimada por cálculos termodinâmicos utilizando o software Thermocalc® e verificados por dilatométrica. Para tanto, foram utilizados corpos de prova cilíndricos de 12 mm de comprimento e 2 mm de diâmetro, submetidos ao ciclo térmico de aquecimento a 20°C/s, austenitização em 865°C por 2 h e resfriamento a uma taxa de 40°C/s até a temperatura de 25°C em um dilatômetro Adamel Lomargi DT100.

O tarugo foi recebido no estado coalescido (esferoidizado) e foi cortado em amostras nas dimensões aproximadas de 10 x 10 x 20 [mm]. Para evitar descarbonetação do material durante o ciclo térmico, as amostras foram submetidas a um tratamento eletroquímico de deposição de níquel na superfície.

Foram realizados tratamentos térmicos de austenitização por 2h a 865 °C no campo de equilíbrio entre cementita e austenita, seguido de tratamento isotérmico nas temperaturas de 300°C, 250°C e 200°C, próximas à temperatura de início da transformação martensítica (M_s). As amostras foram mantidas nestas temperaturas em banho de sal nos tempos de 15 min – à exceção das amostras tratadas a 300°C –, 30 min e 2 h. Para evitar a evaporação excessiva do sal para tempos mais prolongados – de 24 h, 48 h e 72 h – as amostras foram mantidas por apenas 30 min em banho de sal e posteriormente transferidas para tipo mufla sem atmosfera controlada nas mesmas temperaturas do tratamento isotérmico, onde foram mantidas até o fim dos tempos especificados. Os tratamentos foram interrompidos por têmpera em óleo, obtendo uma matriz de martensita e austenita não transformada. As amostras tratadas foram cortadas ao meio, eliminando possível descarbonetação na superfície durante o tratamento térmico, sendo estas embutidas em baquelite e preparadas metalograficamente. O reagente químico Vilela foi utilizado para a identificação das fases e microconstituintes presentes no material. A caracterização da microestrutura foi realizada por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Medidas de microdureza Vickers foram utilizadas para avaliar as propriedades mecânicas obtidas pós-tratamento térmico.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Macomini⁽⁹⁾ realizou o tratamento de têmpera e revenimento sobre a mesma liga modificada a uma temperatura de austenitização de 865°C, temperatura comumente utilizada na indústria de rolamentos. Por sua vez, o procedimento de escolha das isotermas do ciclo térmico consistiu de simulações no software Thermocalc®, que permitiram a identificação do equilíbrio termodinâmico na temperatura de transformação. Dessa forma, foi possível identificar a fração de cementita e a composição da austenita a 865°C (Tabela 2). Por sua vez, a temperatura Ms pôde ser estimada pela composição química da austenita em equilíbrio com a cementita na temperatura de 865°C, aplicada à equação de Andrews linear corrigida para adições de Si, apresentada na Equação 1.⁽¹⁰⁾

$$M_s(^{\circ}C) = 539 - 423C - 30,4Mn - 12,1Cr - 7,5Mo - 7,5Si \quad (1)$$

Na Equação 1, os respectivos símbolos dos elementos químicos correspondem às porcentagens mássicas de cada elemento na austenita, na temperatura de austenitização.

A Figura 1 ilustra o equilíbrio termodinâmico da liga 100Cr6mod para diferentes temperaturas, evidentemente com a supressão da grafita, cineticamente desfavorecida nas transformações de fases em estado sólido.

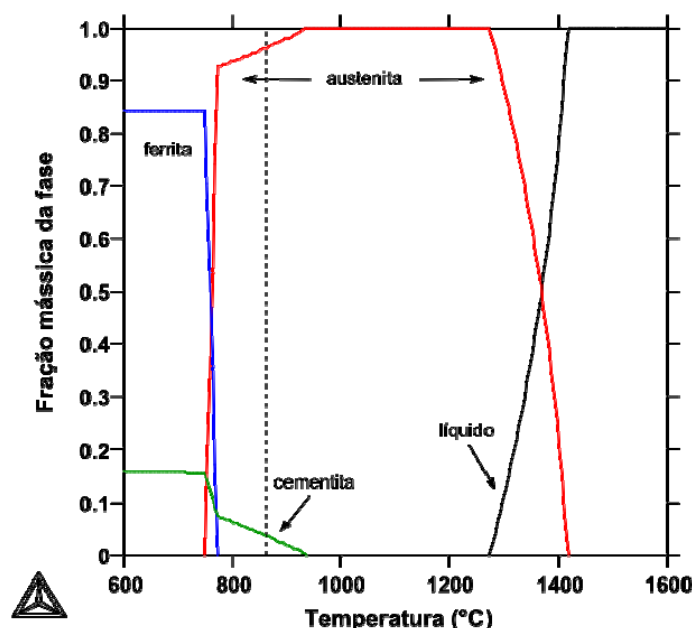


Figura 1. Frações de cada fase calculadas pelo software Thermocalc® para a composição do aço 100Cr6mod.

O equilíbrio entre cementita e austenita a 865°C, obtidos pelo software Thermocalc®, é mostrado na Tabela 2.

Tabela 2. Composições químicas e frações mássicas da cementita e austenita na temperatura de austenitização. Valores obtidos pelo Thermocalc®

Fase	% mássica	Composição química na fase (% mássica)							
		C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Mo	Al
Cementita	3.57	6.73	0.00	8.73	1.49	0.02	0.00	0.22	0.00
Austenita	96.43	0.85	1.80	1.22	0.94	0.13	0.06	0.04	0.05

Por meio da Equação 1, portanto, a temperatura Ms foi estimada em 122°C. A curva de dilatométrica, entretanto, (Figura 2) mostra que na temperatura de 163°C inicia-se a transformação martensítica (Ms) do material. A discrepância encontrada pode ser devida a dois fatores: em primeiro lugar, a equação de Andrews é uma equação experimental obtida por regressão a partir de aços com teores de liga menores do que o utilizado, portanto a extrapolação pode estar trazendo desvios. Outro fator é que, por limitações do dilatômetro o tempo de encharque na temperatura de austenitização foi de apenas 15 minutos, tempo insuficiente para a austenita entrar em equilíbrio com os carbonetos e principalmente particionar o Cr entre as duas fases.

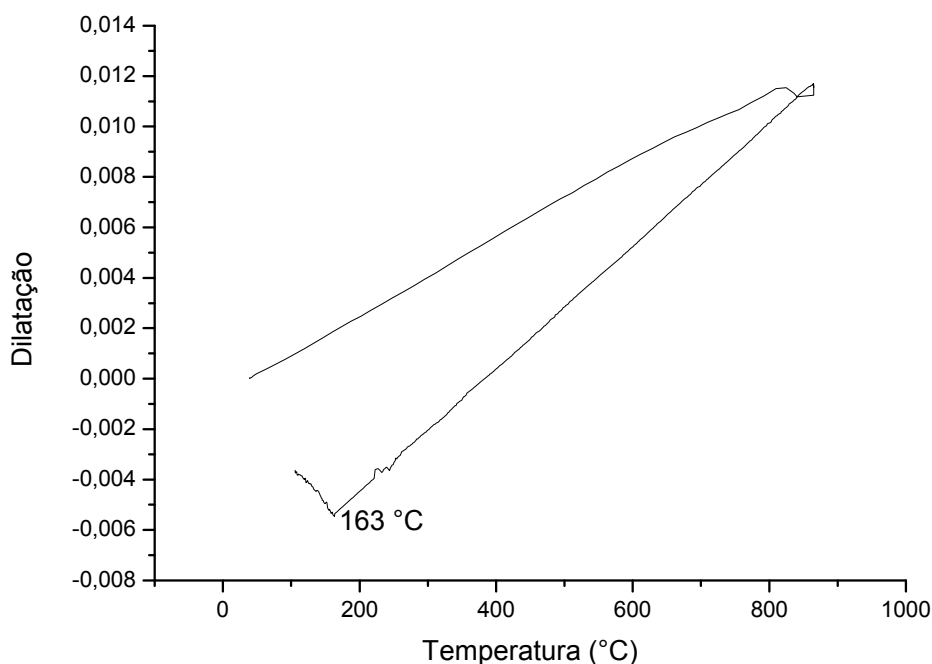


Figura 2. Curva dilatação em função da temperatura obtida por dilatométrica do aço 100Cr6mod.

A Figura 3 consiste da sequência de fotos obtidas por microscopia óptica de diferentes estágios da transformação bainítica na liga 100Cr6mod. O ataque químico gera contraste entre a ferrita bainítica, escura, e a matriz composta de uma mistura de austenita retida e martensita não revenida de alto carbono, clara. Também é possível notar a presença de carbonetos arredondados, não dissolvidos na austenitização. Fica evidente que uma grande parcela do material já está transformada em bainita após 30 minutos de tratamento. Para os tratamentos mais prolongados não há uma mudança significativa no volume transformado quando observado por MO.

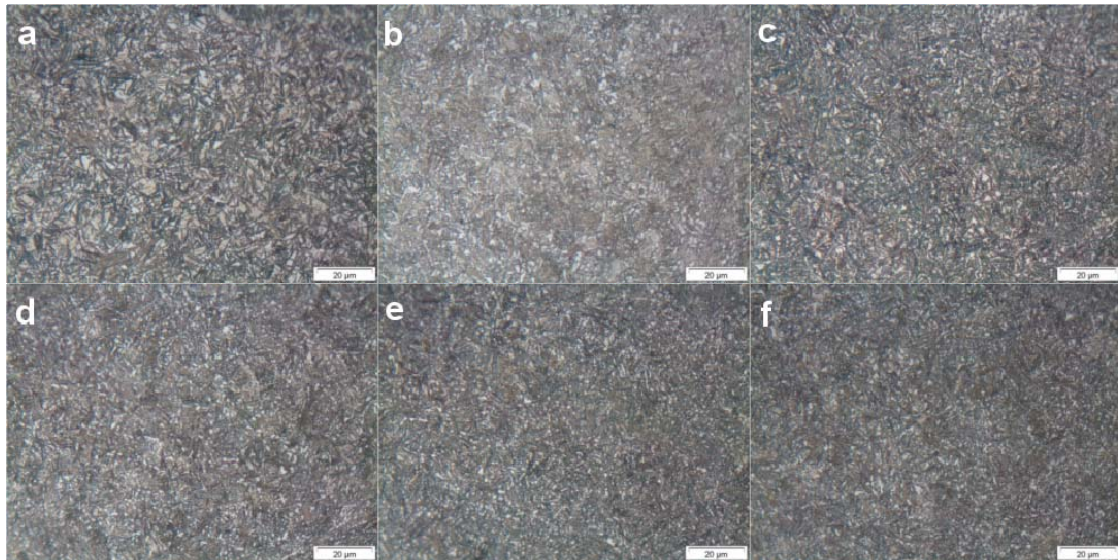


Figura 3. Microestruturas das amostras austemperadas a 300°C por a) 30 min; b) 2 h; c) 24 h; d) 48 h; e) 72 h; f) 96 h. Reagente Vilela.

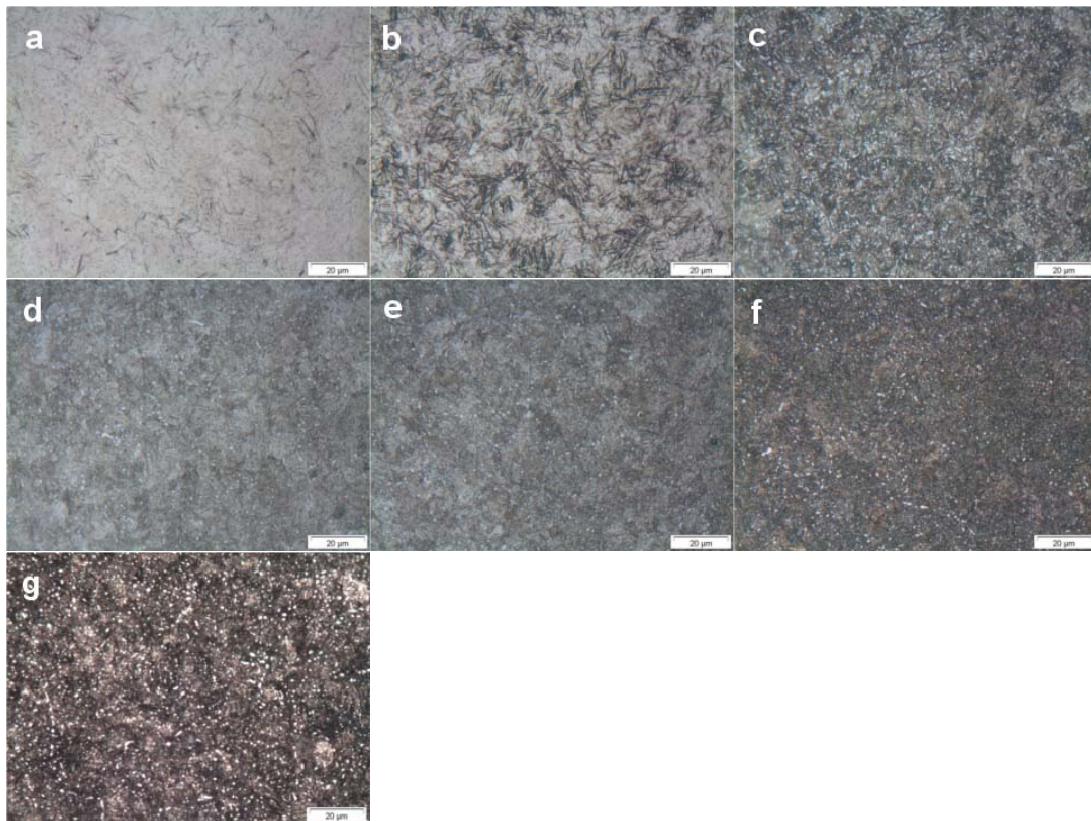


Figura 4. Microestruturas das amostras austemperadas a 250°C por a) 15 min; b) 30 min; c) 2 h; d) 24 h; e) 48 h; f) 72 h; g) 96 h. Reagente Vilela.

O mesmo procedimento de revelação da microestrutura foi feito para as amostras tratadas a 250°C e 200°C, representados nas Figuras 4 e 5 respectivamente. Nessas duas amostras houve a preocupação de se realizar o tratamento isotérmico interrompido a 15 minutos, em função do volume transformado na amostra anterior (de fato, a ordem cronológica dos experimentos é a mesma apresentada no presente trabalho).

O ataque mostra que há um retardamento do início da transformação da ferrita bainítica nestas duas temperaturas. Em relação ao respectivo tempo de tratamento a

300°C por 30 min há uma pronunciada diminuição de regiões escuras na amostra de 250°C, também interrompida aos 30 minutos (Figura 4b); esta diminuição deve-se principalmente à menor cinética de difusão do silício, da ferrita para austenita, permitindo a formação de martensita em maior quantidade. Já é possível observar agulhas sendo formadas após 15 minutos de tratamento nesta temperatura (Figura 4a). Por sua vez, na amostra tratada neste mesmo tempo a 200°C (Figura 5a) não é observada a presença das agulhas de ferrita bainítica. Novamente a 250°C, para tempos mais prolongados, há o natural aumento no volume da bainita. Nas amostras tratadas a 200°C há um ligeiro aumento da fração transformada, mas pouco significativo. Na respectiva amostra tratada a 200°C por 30 minutos (Figura 5b) há um padrão de ataque diferente das demais amostras tratadas nesta temperatura, possivelmente justificado por uma têmpera mal realizada, que permitiu a formação de outras microestruturas intermediárias no resfriamento como perlita e martensita.

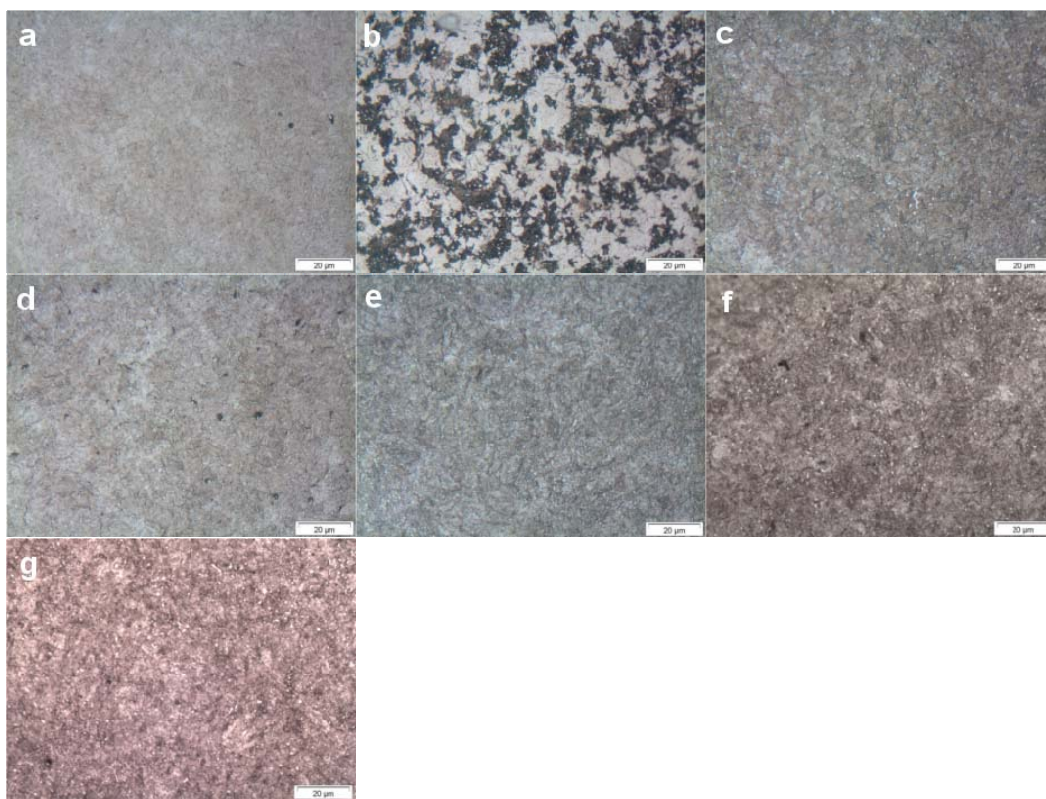


Figura 5. Microestruturas das amostras austemperadas a 200°C por a) 15 min; b) 30 min; c) 2 h; d) 24 h; e) 48 h; f) 72 h; g) 96 h. Reagente Vilela.

A microdureza Vickers das amostras é sumarizada no gráfico da Figura 6a. É possível observar que há um comportamento padrão para as amostras tratadas nas temperaturas de 300°C e 250°C: nos pontos tomados para os tempos iniciais da transformação, i.e., 15 e 30 minutos, a dureza é significativamente maior que nos demais. Este fato decorre da presença de martensita indicadas como regiões claras nas micrografias. Para tempos maiores de tratamento, ocorre a partição do carbono da ferrita bainítica para a matriz austenítica. Uma vez que o aumento de carbono na austenita gera a diminuição da temperatura M_s (e é possível inferir pela Equação 1), ocorre a estabilização desta austenita à temperatura ambiente, fase responsável pela menor dureza. A presença de grande volume de martensita nas amostras de

200°C também justifica sua dureza elevada e sua presença esta associada a uma menor ductilidade do aço.

A dureza mais elevada das amostras tratadas a 250°C (Figura 4f) é explicada pelo refinamento das ripas de ferrita bainítica. As estruturas observadas nos primórdios da reação lembram agulhas de martensita isotérmica, utilizadas por Oka e Okamoto⁽¹¹⁾ para justificar a aceleração da transformação bainítica a temperaturas próximas do Ms em alguns aços, fenômeno conhecido como 'swing back'. O ligeiro aumento das durezas nos tempos mais prolongados de tratamento esta associado ao fim da janela de processamento da 'bainita isenta de carboneto', ou seja, ao início da precipitação de carbonetos (não necessariamente cementita) entre os filmes de austenita retida e as ripas de ferrita.

As especificações usuais para rolamentos requerem durezas mínimas da ordem de 58 HRC. Os valores encontrados situam-se no limite inferior da especificação, embora as amostras tratadas a 250°C sejam promissoras candidatas a apresentarem a desejada conciliação entre dureza e alongamento.

Marcomini⁽⁷⁾ obteve curvas de revenimento para as ligas comercial e modificadas de 100Cr6 austenitizadas a 865°C e submetidas a tratamentos criogênicos para eliminar a maior parte da austenita retida antes do revenido. O comparativo entre seus resultados e os do presente trabalho é mostrado na Figura 6b. É possível perceber que as durezas obtidas para a rota de austêmpera do material ficaram abaixo das obtidas por têmpera, tratamento criogênico e revenido, provavelmente graças ao tratamento criogênico que garantiu a quase ausência de austenita retida em suas amostras. A austêmpera a 200°C apresentou resultados acompanhando a tendência da amostra revenida devido ao tratamento próximo da temperatura Ms, somado ao pequeno volume transformado de bainita. Em comparação ao material 100Cr6 comercial, há uma transição identificada em torno de 250°C, onde, para tempos curtos, a dureza da nova liga austemperada passa a ser maior que a da liga convencional. É preciso lembrar que se estas amostras tratadas a 250°C por tempos curtos apresentam martensita "fresca", transformada no resfriamento a partir da temperatura de austêmpera, precisarão ser submetidos a um revenido para eliminar a fragilidade intrínseca da martensita não revenida. Assim, pode-se afirmar que a "janela de processo" para obter matriz de ferrita bainítica e austenita estabilizada a 250° começa para tempos entre 0,5 e 1 hora de tratamento.

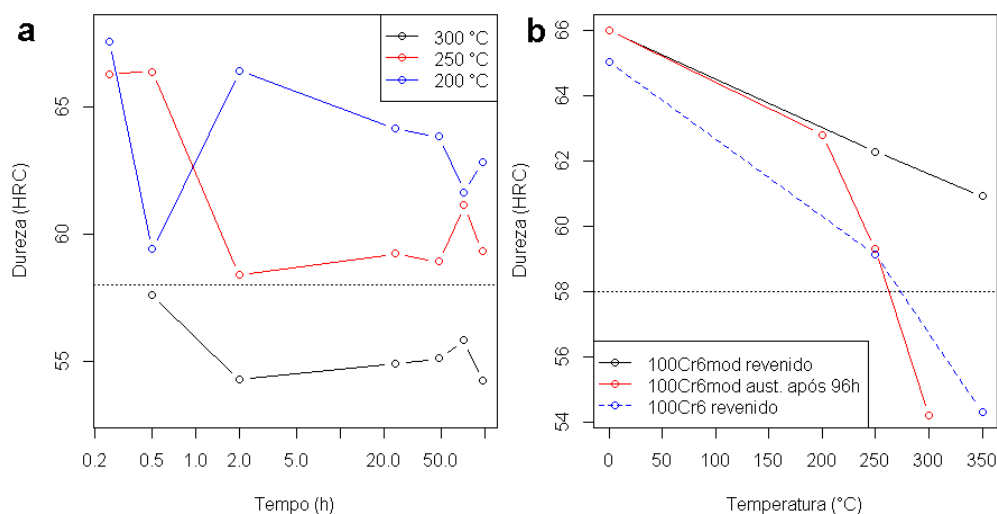


Figura 6. a) Medidas de durezas HRC de 100Cr6mod em diferentes tratamentos térmicos; b) Comparativo entre os resultados de MARCOMINI⁽⁹⁾ e os do presente trabalho. A linha pontilhada de cor preta indica a dureza mínima especificada.

A caracterização das amostras via microscopia óptica, embora eficaz para identificar a cinética da transformação, não permite a adequada caracterização do microconstituente AM formado durante o tratamento isotérmico. Desta forma, imagens feitas por microscopia eletrônica de varredura permitem a observação com maiores aumentos. As Figuras 7 a 9 consistem de imagens feitas por elétrons secundários (SE) em amostras tratadas termicamente, nas temperaturas de 300°C, 250°C e 200°C respectivamente por 30 min e 48 h, ou seja, no início e no fim da transformação.

Nota-se a presença de carbonetos não dissolvidos durante a austenitização. As agulhas de ferrita bainítica são observadas em todas as amostras tratadas a 300°C e 250°C. Não são observados carbonetos entre as ripas de ferrita, portanto as regiões entre as ripas devem ter presença de filmes de austenita estabilizada pela partição de carbono da ferrita, enquanto as regiões maiores entre os pacotes de ripas, onde a distância de difusão não permitiu completa estabilização da matriz austenítica, devem ser constituídos de austenita não transformada acompanhada de martensita formando microconstituintes de tipo “AM”.

A amostra tratada a 200°C por 30 min (Figura 9a) apresenta um microconstituente de característica mais lamelar (indicado pela seta) intermediário à transformação possivelmente de perlita. Como relatado anteriormente, a presença deste agregado pode estar associado a uma demora na transferência do forno de austenitização para o forno de têmpera em banho de sal. A fração transformada de ferrita bainítica por 48 h nesta mesma temperatura, entretanto, chega a ser inferior às obtidas nos estágios iniciais da transformação em 300°C e 250°C.

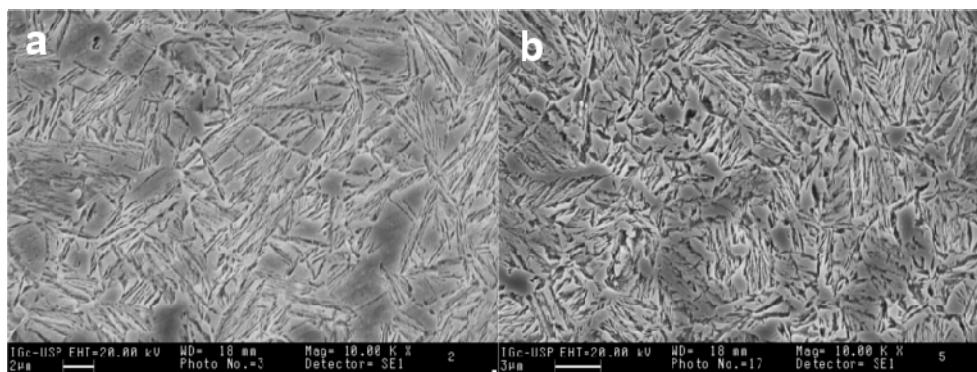


Figura 7. Imagem obtida por SE das amostras tratadas a 300°C por a) 30 min; b) 48 h.

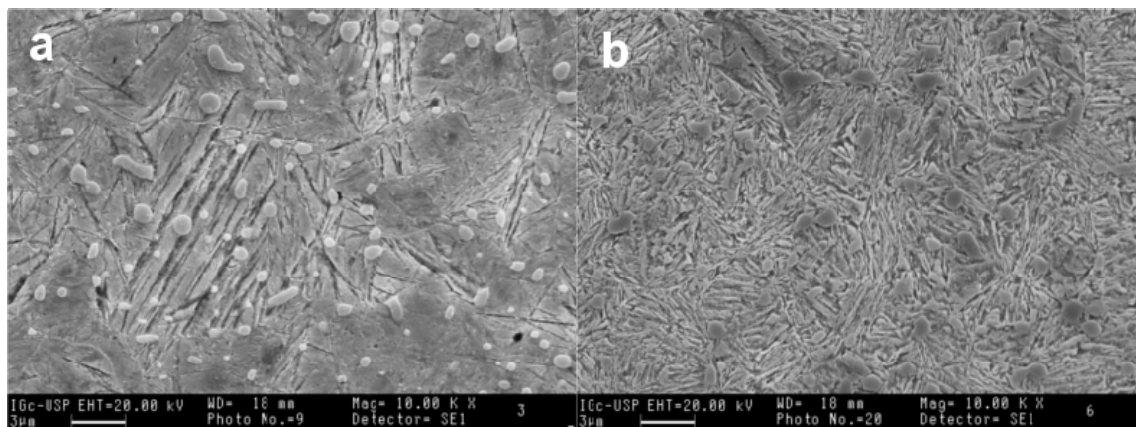


Figura 8. Imagem obtida por SE das amostras tratadas a 250°C por a) 30 min; b) 48 h.

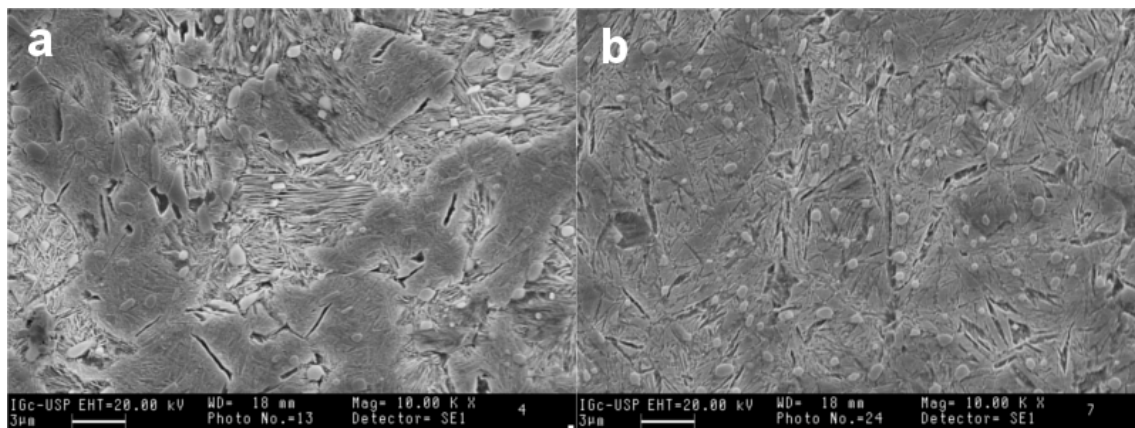


Figura 9. Imagem obtida por SE das amostras tratadas a 200°C por a) 30 min; b) 48 h.

4 CONCLUSÕES

A transformação bainítica com a supressão da precipitação de carbonetos na liga 100Cr6mod mostrou-se mais rápida nas temperaturas de 300 e 250°C, enquanto uma quantidade muito pequena de ripas de ferrita bainítica foi observada à temperatura de 200°C. A cinética mais acelerada a 300°C, entretanto, não foi acompanhada de durezas superiores à especificada para rolamentos. Os valores de dureza se apresentaram abaixo daqueles obtidos pela têmpera, tratamento criogênico e revenimento do mesmo material por Marcomini.⁽⁷⁾ Entretanto, quando comparada à liga comercial 100Cr6, foi identificada uma transição em torno de 250°C, onde a dureza da liga projetada, austemperada, passa a ser maior que a da liga convencional, pela maior quantidade de martensita do que ferrita bainítica para tempos mais curtos de tratamento. Note-se que este material necessitaria ser revenido, pois a martensita formada no resfriamento a partir da temperatura de austenitização deve estar frágil.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer à Villares Metals pela confecção e doação do material e ao CNPq pelo apoio financeiro ao projeto.

REFERÊNCIAS

- 1 BHADSHIA, H.K.D.H. Steels for bearings. Progress in Materials Science, v. 57, n. 2, p. 268-435, fev 2012.
- 2 CUMINO, R. S. Estudo comparativo das características mecânicas e microestruturais do aço de rolamento DIN 100Cr6 obtidas a partir de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento e de austêmpera. 2005. 104 p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.
- 3 CUMINO, R. S.; SILVA, W G; GOLDENSTEIN, H.; SILVA, G. J. ; FERREIRA, S. J. J. Caracterização do Aço DIN 100Cr6 em função de tratamentos isotérmicos executados em condições distintas de temperatura e tempo de transformação. In: 59º Congresso Anual Internacional da ABM, 2004, São Paulo. 59º Congresso Anual Internacional da ABM, 2004. v. 1. p. 3937-3946.
- 4 CABALLERO, F G; BHADSHIA, H K D H. Development of Hard Bainite. Design, v. 43, n. 8, p. 1238-1243, 2003.
- 5 GARCIA-MATEO, C.; CABALLERO, F. G.; CHAO, J.; CAPDEVILA, C.; GARCIA DE ANDRES, C. Mechanical stability of retained austenite during plastic deformation of

- super high strength carbide free bainitic steels. *Journal of Materials Science*, v. 44, n. 17, p. 4617-4624, 16 jul 2009.
- 6 CRUZ JUNIOR, J. A. DA; RODRIGUES, T. F. M.; VIANA, V. D. C.; SANTOS, D. B. Bainite Formation at Low Temperatures in High C-Si Steel and its Mechanical Behavior. *Materials Science Forum*, v. 706-709, p. 173-180, jan 2012.
 - 7 SOLIMAN, M.; PALKOWSKI, H. Ultra-fine Bainite Structure in Hypo-eutectoid Steels. *ISIJ international*, v. 47, n. 12, p. 1703-1710, 2007.
 - 8 GOLDENSTEIN, H. Bainita nos Aços. In: BOTT, I.; RIOS, P.; PARANHOS, R. (Eds.). *Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos*. 1. ed., 2002. p. 77-88.
 - 9 MARCOMINI, J. B. Caracterização da nova liga Fe-C-Mn-Si-Cr: fragilização da martensita revenida e curvas de revenimento Caracterização da nova liga Fe-C-Mn-Si-Cr: fragilização da martensita revenida e curvas de revenimento. 2012. 165 p. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2012.
 - 10 YAKUBTSOV, I. A.; PURDY, G. R. Analyses of Transformation Kinetics of Carbide-Free Bainite Above and Below the Athermal Martensite-Start Temperature. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 43, n. 2, p. 437-446, 30 set 2011.
 - 11 OKA, M.; OKAMOTO, H. Swing back in kinetics near Ms in hypereutectoid steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 19, n. 3, p. 447-452, 1 mar 1988.