

Aspectos cinéticos e microestruturais da transformação bainítica incompleta em ferros nodulares austemperados

Kinetic and microstructural aspects of incomplete bainite transformation in austempered ductile irons

Marcio Ferreira Hupalo

Professor Adjunto
Universidade Estadual de Ponta Grossa,
Departamento de Engenharia de Materiais
mfhupalo@uepg.br

Daniele da Silva Ramos

Mestre em Engenharia Mecânica
Sociedade Educacional de Santa Catarina,
Instituto Superior Tupy
daniele@sociesc.org.br

Alexsandro Rabelo

Engenheiro de Fundição
Mestrando em Ciências e Engenharia de Materiais
Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC.
egf.rabelo@gmail.com

Nelson Batista de Lima

Tecnologista Sênior III
Comissão Nacional de Energia Nuclear,
Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares,
Centro de Ciências e Tecnologia de Materiais.
nblima@ipen.br

Resumo

Nesse trabalho, foram estudados aspectos cinéticos da transformação bainítica incompleta em ligas de ferro nodular, contendo 2,36 e 2,68% Si. As amostras foram austenitizadas a 900°C, durante 90 minutos, e austemperadas a 320 e 370°C, em tempos entre 1,5 e 60 minutos. A caracterização microestrutural foi realizada pelas técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), difração de Raios X (DRX) e microdureza Vickers. Foi desenvolvido um método de quantificação das frações transformadas por microscopia óptica. Devido ao elevado teor de silício, as ligas apresentaram o fenômeno de estase da transformação bainítica. As amostras tratadas a 320°C apresentaram microestrutura mais refinada e maiores frações transformadas para o início da estase da reação. As frações transformadas obtidas por DRX foram menores que as encontradas por MO. Esse fenômeno foi mais intenso para a menor temperatura de austêmpera. Curvas de transformação isotérmica foram obtidas para todas as condições estudadas. A cinética de transformação bainítica incompleta foi analisada segundo o modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). Os valores do expoente n da equação JMAK variaram entre 0,15 e 0,67.

Palavras-chave: Ferro fundido nodular austemperado, transformações de fase, microestrutura, austenita retida, ferrita bainítica.

Abstract

This work aimed at studying the kinetic aspects of the incomplete bainite transformation of ductile cast iron containing 2.36 and 2.68% silicon (in wt %). Samples were initially austenitized at 900°C during 90 minutes and then austempered at 320 and 370°C in times ranging from 1.5 to 60 minutes. Microstructural characterization was performed by light optical microscopy (LOM), scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD) and Vickers microhardness tests. A LOM-based method for transformed fractions quantification has been developed. Due to its high silicon content, both alloys presented the bainite transformation stasis phenomenon. Samples austempered at 320°C displayed more refined microstructures and

higher transformed volume fractions at the reaction stasis beginning. Low resolution is the main drawback for using light optical microscopy in the phase quantification. Transformed volume fractions determined by XRD showed smaller values than those obtained by LOM, mainly for the lower austempering temperature. Kinetic transformation curves have been determined for all studied conditions. The Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) model was used to study the incomplete bainite transformation kinetics. Avrami exponents varied from 0.15 to 0.67.

Keywords: Austempered ductile iron, phase transformations, microstructure, retained austenite, bainitic ferrite.

1. Introdução

O ferro fundido nodular austemperado (ADI) é produzido por um tratamento térmico denominado austêmpera, obtendo-se, assim, uma microestrutura composta de ferrita bainítica e austenita retida com alto-carbono (Putatunda, 2001). Os fenômenos de transformações de fase, que ocorrem durante o tratamento de austêmpera, realizados em temperaturas intermediárias, são, em parte, similares aos observados em alguns aços ligados. A decomposição isotérmica da austenita, em temperaturas abaixo da baía da curva TTT, é, inicialmente, rápida e resulta na formação de um produto isento de carbonetos, descrito na literatura como bainita superior isenta de carbonetos ou ferrita pró-bainítica (Goldenstein, 2002), doravante denominada apenas de ferrita bainítica. A transformação cessa quase que completamente e, assim, pode permanecer por longos períodos na temperatura de tratamento. O fenômeno de precipitação de carbonetos é retardado pela presença de elementos de liga como o silício, normalmente presente em elevados teores nos ferros fundidos, em função de sua ação grafitizante. Após o período de “estase”, a microestrutura pode vir a se transformar em um agregado de ferrita e carbonetos (bainita propriamente dita).

No primeiro estágio da reação, o crescimento da ferrita bainítica faz com que a austenita remanescente se torne rica em carbono, pelo fenômeno de partição do carbono pela ferrita, devido à diferença de solubilidade das duas fases.

2. Materiais e métodos

No presente trabalho, foram utilizadas duas ligas de ferro fundido nodular, contendo diferentes teores de silício, fundidas em trabalho prévio (Ramos, 2007). As composições químicas analisadas das duas ligas são apresentadas na Tabela 1. Deste momento em diante, as

O silício presente na composição química dos ferros fundidos nodulares retarda a formação de carbonetos e retém a austenita estável de alto-carbono. Sendo assim, no primeiro estágio da reação de austêmpera, tem-se a formação de uma microestrutura composta por ferrita bainítica e austenita rica em carbono. No segundo estágio da transformação, tem-se a precipitação de carbonetos, que ocorre devido à manutenção da temperatura de austêmpera, pois a austenita rica em carbono tem a possibilidade de diminuir a energia livre pela rejeição de carbono, induzindo a precipitação de carbonetos dentro da austenita, até que a mesma seja praticamente consumida (Trudel, 1997).

Ao longo dos anos, o mecanismo de formação da bainita tem sido o objeto de uma disputa acirrada e ainda não resolvida entre autores que apontam para duas possibilidades diferentes: i) um mecanismo de transformação difusional, muitas vezes chamado de “reconstrutivo”; e ii) um mecanismo “deslocativo”, por cisalhamento ou martensítico. Independentemente da controvérsia a respeito do mecanismo de formação da bainita (se por cisalhamento ou por difusão), os mecanismos propostos na literatura (Aaronson, 1990; Bhadeshia, 1980) possuem, em comum, a ideia de que a formação da bainita ocorre pela nucleação de ripas de ferrita a partir dos contornos de grão da austenita e que o crescimento da mesma se dá por nucleação de repetidas subunidades, formando feixes de ripas de ferrita bainítica, entremeadas ou não por

dispersões de carbonetos, austenita retida e martensita.

O fenômeno de estase da transformação bainítica, ou fenômeno da transformação interrompida, está ligado à separação entre as curvas em “C” da bainita e da ferrita/perlita e à existência de uma baía na curva TTT. A estase ocorre, tanto nos aços ligados com elementos que são fortes formadores de carbonetos, como Cr e Mo, em concentrações onde a cementita não é mais o carboneto de equilíbrio, como, também, nos aços ligados com Si ou Al, quando esses elementos estão associados a teores críticos de Mn ou Ni. Nesses aços, o efeito do Si, ou do Al, é devido à solubilidade quase nula desses elementos na cementita (Fe_3C), o que atrasa a formação dos carbonetos (Goldenstein, 2002). A reação incompleta é, também, observada nos ferros fundidos, em função dos elevados teores de silício encontrados nos mesmos. Para estes materiais, o intervalo entre o primeiro e segundo estágios da transformação bainítica é comumente chamado de “janela de processo”.

No presente trabalho, estudaram-se os efeitos do teor de silício e da temperatura de austêmpera na microestrutura e na cinética de transformação bainítica incompleta em ferros fundidos nodulares. Com esse objetivo, foi desenvolvido um método semiautomático para quantificação da fração volumétrica de ferrita bainítica por microscopia óptica, permitindo a comparação com os valores determinados por difração de raios X.

de austêmpera. Tomou-se, como premissa, a manutenção dos demais elementos de liga em níveis residuais, para que se pudesse estudar, isoladamente, o efeito da variação do silício.

Para a realização dos tratamentos térmicos, foram utilizados corpos de

Tabela 1
Composição química analisada das ligas em estudo (% em peso).

Elementos	Liga A	Liga B
C	3,52	3,56
Si	2,36	2,68
Mg	0,0413	0,0412
Mn	0,15	0,15
P	0,053	0,054
S	0,011	0,015
Fe	bal.	bal.

prova retirados de blocos Y, que foram confeccionados de acordo com a norma NBR 6916. Os referidos corpos de prova foram cortados transversalmente da área útil dos blocos Y, a uma distância de, aproximadamente, 10 mm da extremidade da parte útil, com o objetivo de descartar a região afetada pela maior velocidade de extração de calor. Os tratamentos térmicos de austêmpera foram realizados em fornos tipo poço com banho de sais. O procedimento adotado consistiu das seguintes etapas:

- Pré-aquecimento a 450°C durante uma hora.
- Austenitização a 900°C durante 90 minutos.
- Austêmpera a 320°C e 370°C durante os seguintes tempos: 1,5; 3; 4,5; 6; 7,5; 9; 10,5; 12; 13,5; 15; 30 e 60 minutos.
- Resfriamento em salmoura à temperatura ambiente.

A preparação metalográfica foi realizada de acordo com os métodos convencionais, compreendendo lixamento até a grana #1200, seguido do polimento com pasta de diamante de 3 e 1 μm . O ataque metalográfico foi realizado utilizando-se

o reagente de Nital a 3%, variando-se o tempo de ataque para obtenção de contraste adequado à quantificação de fases. A técnica de microscopia óptica (MO) foi utilizada para observação da microestrutura de amostras no estado bruto de fundição e após tratamento térmico de austêmpera. Medidas de metalografia quantitativa foram realizadas para a determinação das frações volumétricas transformadas. O equipamento utilizado foi o analisador de imagens Image ProPlus™ acoplado a um microscópio óptico Olympus BX-51. Durante as medidas quantitativas, foram analisados, em média, de oito a doze campos por região e por amostra, com aumentos entre 200 e 1000 vezes, dependendo da fração volumétrica das fases de interesse e do grau de refinamento da microestrutura. Amostras com características semelhantes foram analisadas segundo os mesmos critérios. O método-padrão desenvolvido no presente trabalho utilizou três faixas de “threshold” destinadas à quantificação de: i) grafita; ii) ferrita bainítica; e iii) austenita retida. O software quantifica as fases escolhidas por diferenças de cores, com auxílio de uma ferramenta que

possibilita o ajuste e a definição dos intervalos de tonalidades. Na Figura 1, são apresentados exemplos de algumas das diferentes condições de análise utilizadas.

Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV), com auxílio de elétrons secundários, foram obtidas em um microscópio da marca Shimadzu, modelo SSX-550 SuperScan, instalado no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG). Algumas amostras foram analisadas pela técnica de difração de raios X (DRX). Utilizou-se um difratômetro Rigaku, modelo D/MAX Ultima, instalado no Laboratório de Caracterização de Materiais do IPEN/CNEN-SP. As varreduras foram realizadas no intervalo $2\theta = 30-110^\circ$, com passo angular de $0,02^\circ$, tempo de contagem de seis segundos e radiação de Cu-K α ($\lambda=1,5405 \text{ \AA}$) e monocromador de grafite. As proporções entre as fases austenita retida e ferrita bainítica foram calculadas a partir do refinamento pelo método de Rietveld. Foi utilizado o programa GSAS e os picos de difração utilizados foram {111}, {200}, {220}, {311} e {222}, para a austenita, e {110}, {200}, {112}, {310} e {222}, para a ferrita.

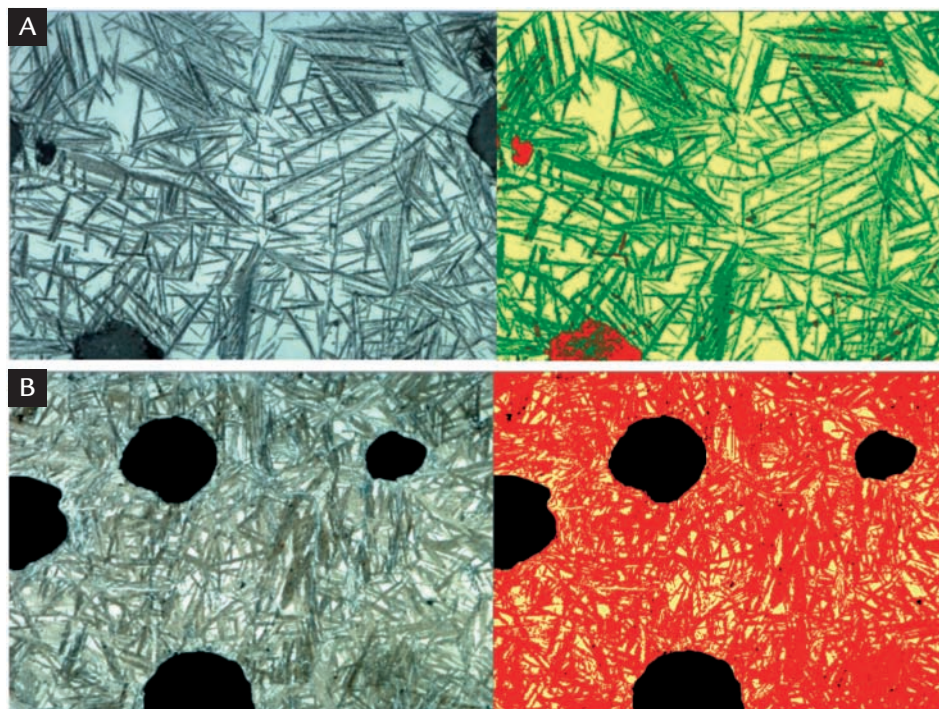


Figura 1
Exemplos do método de análise utilizado para determinação das frações transformadas de ferrita bainítica:
A) Amostra com 2,36% Si, austemperada a 370°C, durante 12 minutos.
B) Amostra com 2,36% Si, austemperada a 320°C durante 7,5 minutos.

3. Resultados e discussão

Caracterização das ligas no estado bruto de fundição

As microestruturas das ligas com 2,36% e 2,68% de silício, no estado bruto de fundição, são apresentadas na Figura 2. As frações volumétricas de perlita são de, aproximadamente, 23%, para a liga 2,36%Si, e de 15%, para a liga com 2,68%Si. A maior quantidade de ferrita da segunda liga

está associada com o número de nódulos de grafita ligeiramente maior, de 112 nódulos/mm² contra 102 nódulos/mm² da liga com 2,36%Si. Ambas apresentam grau de nodularização próximo a 92%.

Essas características são importantes, pois afetam a etapa de austeni-

tização durante o tratamento de austêmpera. Como os nódulos de grafita são reservatórios de carbono, o número de nódulos interfere nas distâncias de difusão do carbono durante o processo de enriquecimento (saturação) da matriz austenítica desse elemento.

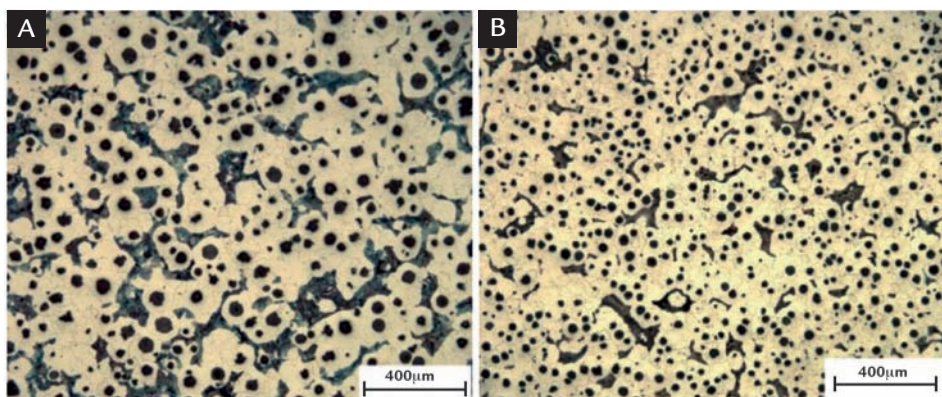


Figura 2
Microestruturas de amostras com 2,36%Si (A) e 2,68%Si (B) no estado bruto de fundição. Microscopia ótica - ataque com Nital a 3%.

Caracterização de amostras austemperadas

Na Figura 3, são apresentados exemplos de microestruturas obtidas após o tratamento térmico de austêmpera. Na amostra da Figura 3A, pode-se observar a presença de feixes de ripas de ferrita bainítica imersos numa matriz formada, predominantemente, por martensita, gerada a partir da austenita residual durante o resfriamento. Na amostra da

Figura 3A, as colônias de martensita são visíveis, em função de um ataque metalográfico mais severo (não utilizado para fins de quantificação da ferrita bainítica). A nucleação de ferrita bainítica ocorre, predominantemente, a partir dos contornos de grão da austenita, o que promove o fenômeno de partição do carbono para essa fase, reduzindo a temperatura

de início de transformação martensítica (linha M_s). No entanto, para pequenas frações volumétricas de ferrita bainítica, a austenita apresenta menores teores de carbono, sendo, portanto, menos estável e sujeita à transformação em martensita durante o resfriamento rápido. Na Figura 3B, observa-se uma maior fração volumétrica de agrupamentos de feixes

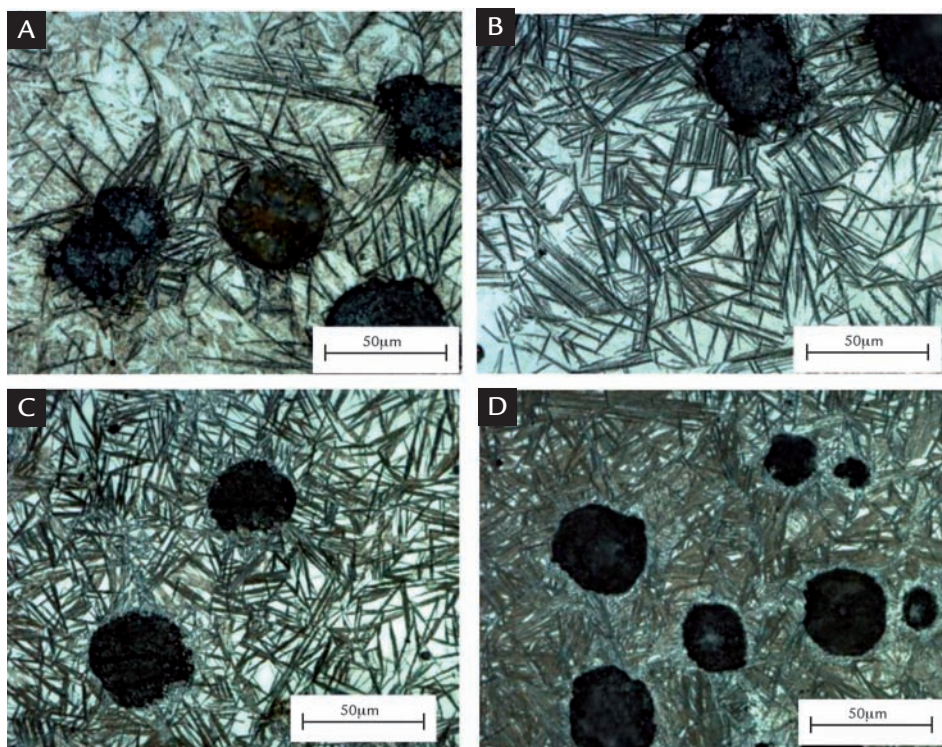


Figura 3
Microestruturas de amostras austemperadas:
A) 2,36%Si, 370°C, 4,5 min.
B) 2,36%Si, 370°C; 13,5 min.
C) 2,68%Si, 320°C; 4,5 min.
D) 2,68%Si, 320°C; 13,5 min.
Microscopia ótica - ataque com Nital a 3%.

de ferrita bainítica, em relação à Figura 3A. O mesmo ocorre para as Figuras 3C e 3D, de amostras com 2,68%Si, austemperadas a 320°C. Comparando-se as amostras austemperadas em tempos iguais (A/C) e (B/D), notam-se diferenças nas velocidades de transformação, em função dos diferentes teores de silício e das temperaturas de austêmpera. Esses aspectos serão discutidos em maior profundidade no item que trata da cinética de transformação bainítica.

A microestrutura descrita até agora é chamada de bainita superior isenta de carbonetos (Goldenstein, 2002). A bainita superior é constituída de finas ripas de ferrita, as quais possuem, aproximadamente, 0,2 µm (200 nm) de espessura e 10 µm de comprimento. Essas ripas crescem em agrupamentos, sendo que, no mesmo agrupamento, tem-se a mesma orientação cristalográfica e os planos estão distribuídos paralelamente. Cada plano do agrupamento é uma subunidade da bainita. A cementita (Fe₃C), geralmente, não é encontrada no ADI. Essa fase é substituída por filmes de austenita rica em carbono, com ou sem carbonetos metaestáveis, o que depende da composição química e das condições de tratamento térmico (Yescas, 2002).

A bainita inferior possui microestrutura e cristalografia semelhantes às da bainita superior; porém esta morfologia é predominante em ferros fundidos transformados abaixo da temperatura de 310°C. A principal distinção entre bainita inferior e superior é que a primeira pode ocorrer em temperaturas

mais baixas, promovendo a formação de cementita no interior das ripas de ferrita (Bhadeshia, 1980). Vale lembrar que o alto teor de silício dos ferros fundidos nodulares inibe a precipitação de carbonetos no ADI, mesmo para temperaturas de austêmpera mais baixas.

As dimensões das ripas individuais de ferrita, em torno de 200 nm, são equivalentes ao máximo valor teórico de resolução da técnica de microscopia óptica, que é constante e associado ao comprimento de onda da luz visível. Sendo assim, ao microscópio óptico, só é possível observar os agrupamentos de subunidades ou feixes de ripas de ferrita bainítica. Maiores detalhes da microestrutura do ADI podem ser observados nas imagens da Figura 4, obtidas por MEV.

O efeito da temperatura de austêmpera sobre o grau de refinamento das microestruturas pode ser constatado nas imagens das Figuras 4A e 4B, obtidas em amostras transformadas a 320°C e 370°C. Os agrupamentos de feixes de ripas de ferrita bainítica mostrados na Figura 4A (320°C) são, consideravelmente, mais refinados que os obtidos a 370°C (Figura 4B). Sabe-se que a taxa de nucleação de uma nova fase é função do intervalo de temperatura no qual se afasta um sistema em relação a uma temperatura de equilíbrio teórica (Padilha, 2007). Esse intervalo de temperatura é comumente, chamado de grau de super-resfriamento. Nesse contexto, uma menor temperatura de austêmpera promove um maior grau de super-resfriamento e, conseqüentemente, a nucleação de uma

maior quantidade de ferrita bainítica para um mesmo intervalo de tempo. Considerando o modelo de crescimento difusional, a menor velocidade de difusão do carbono na temperatura de 320°C também resulta em uma menor taxa de crescimento dos feixes de ferrita bainítica. Assim sendo, as ripas de ferrita permanecem muito finas até o final do tratamento térmico.

Na microestrutura da Figura 4C pode-se observar a presença de austenita retida nas regiões de encontro de diferentes agrupamentos de feixes de ripas de ferrita bainítica (sigla FB). Essa austenita retida, geralmente, possui forma triangular ou poliédrica e é chamada de austenita retida em blocos (sigla ARB) ou “blocky austenite”. Na micrografia da Figura 3D, essas regiões aparecem como pequenas ilhas claras em meio aos agrupamentos de ripas de ferrita (fase escura). Na micrografia da Figura 4D, além de ilhas de austenita retida em blocos (ARB), destaca-se a presença de regiões muito finas de austenita retida entre as ripas (subunidades) dos feixes de ferrita. Essa austenita é, comumente, chamada de austenita retida em filmes (sigla ARF) ou “film austenite” (Bhadeshia, 1980). As regiões de austenita retida em filmes (ARF) possuem espessuras médias abaixo de 200 nm, portanto menores que o limite de resolução teórico máximo da técnica de microscopia óptica.

Segundo Kang e Bhadeshia (Kang, 2006), a rugosidade típica das ripas de ferrita bainítica, em evidência na micro-

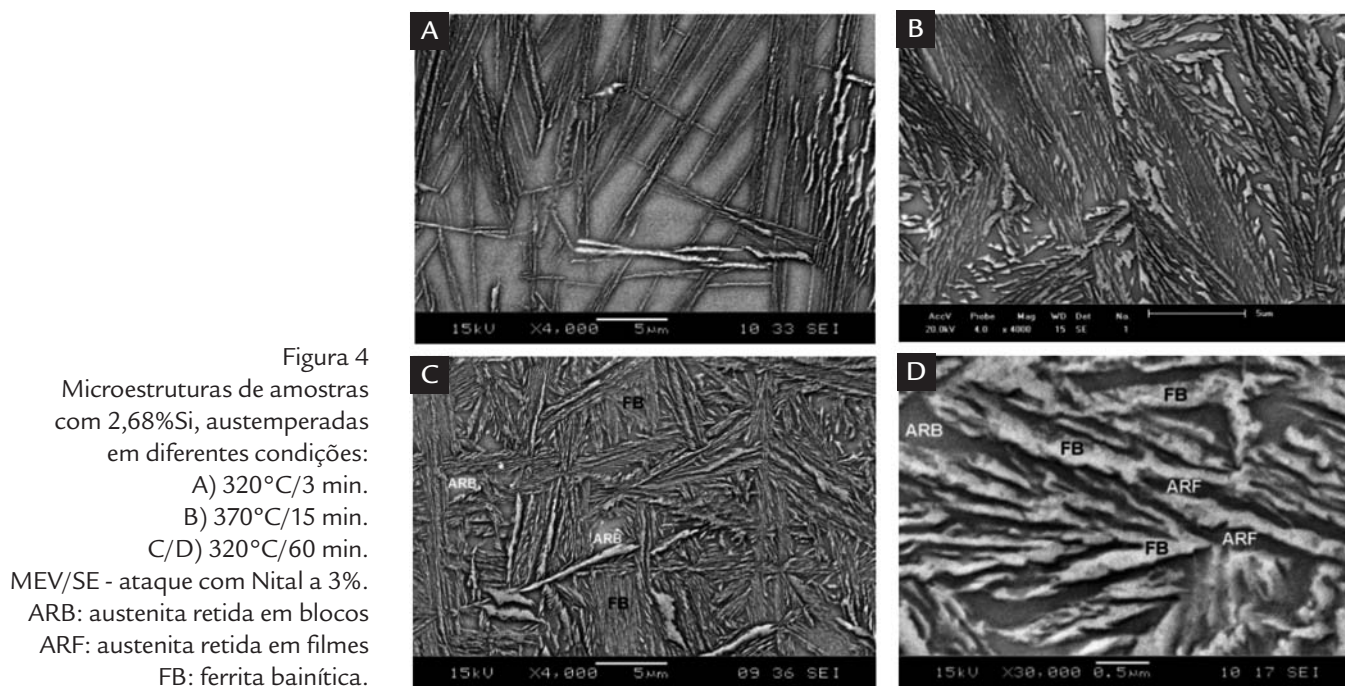


Figura 4
 Microestruturas de amostras com 2,68%Si, austemperadas em diferentes condições:
 A) 320°C/3 min.
 B) 370°C/15 min.
 C/D) 320°C/60 min.
 MEV/SE - ataque com Nital a 3%.
 ARB: austenita retida em blocos
 ARF: austenita retida em filmes
 FB: ferrita bainítica.

estrutura da Figura 4D, é resultado de arranjos particulares de discordâncias na interface ferrita/austenita. Pelo mecanismo de formação de subunidades, cada ripa individual de ferrita cresce até um tamanho limitado, mesmo que não haja o fenômeno de encontro (“impingement”) com obstáculos, tais como outros contornos de grãos austeníticos. A razão pela qual cada ripa individual possui tamanho limitado é que a deformação que causa a mudança de forma na microestrutura é, plasticamente, acomodada na austenita, na interface ferrita/

austenita, ao lado de cada ripa. Esse fenômeno resulta no acúmulo de arranjos de discordâncias na interface, reduzindo a mobilidade da mesma. Dessa forma, o mecanismo de crescimento por subunidades passa a ser a alternativa energeticamente mais viável.

Cinética da transformação bainítica incompleta

A cinética de transformação bainítica incompleta foi estudada utilizando-se

a conhecida equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK), onde a de-

$$V_v = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (1)$$

onde K e n são constantes. Nesse modelo, os núcleos estão aleatoriamente dispersos e as taxas de nucleação e crescimento permanecem constantes durante a transformação (Padilha, 2007). No gráfico da Figura 5A, são apresentadas as curvas de cinética de transformação bainítica incompleta obtidas após tratamentos isotérmicos a 320 e 370°C, para os teores de silício de 2,36% e 2,68%. Os resultados das frações transformadas foram obtidos por microscopia óptica.

O gráfico da Figura 5A permite avaliar a influência da temperatura de transformação e do teor de silício na evolução das frações volumétricas de ferrita bainítica, determinadas por microscopia óptica, em relação ao tempo. As curvas de cinética, para a temperatura de 320°C, apresentam comportamentos bastante similares e estão deslocadas para maiores velocidades de transformação em relação à curva correspondente à liga com 2,36%Si tratada a 370°C.

pendência da fração transformada (V_v) com o tempo (t) é dada pela equação:

A liga com 2,68%Si, tratada a 370°C, apresentou uma taxa de transformação bastante elevada nos primeiros minutos de tratamento. Vale destacar que todas as curvas apresentam patamares característicos do início do fenômeno de estase da transformação bainítica. As frações transformadas correspondentes a esses patamares foram menores para a temperatura de tratamento mais alta, ou seja, em torno de 85%, para 370°C, e de 94%, para 320°C. Esses resultados

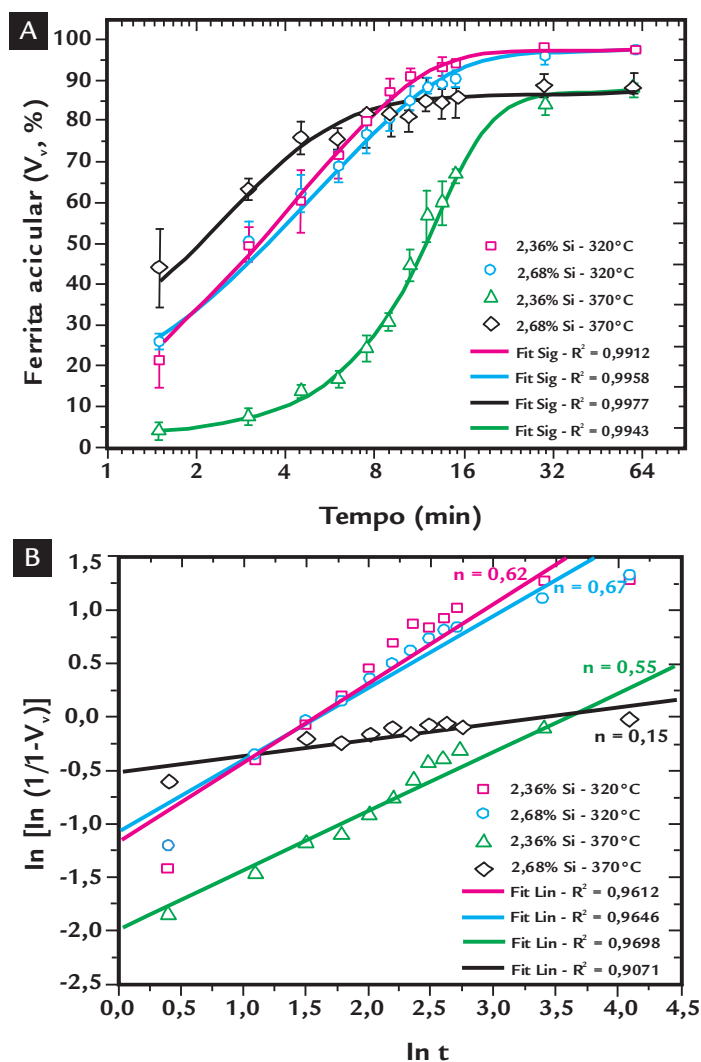


Figura 5
Cinética da transformação bainítica incompleta para as ligas de ferro fundido nodular com 2,36 e 2,68% Si, durante tratamento isotérmico a 320 e 370°C: A) Evolução das frações transformadas em função do tempo. B) Linearização das frações transformadas em função do tempo (JMAK, duplo log), mostrando os valores dos expoentes de Avrami (n).

estão de acordo com os reportados na literatura (Yescas, 2002). A formação do patamar característico do fenômeno de estase da transformação bainítica está associada ao fenômeno de partição de carbono para a austenita, que provoca a diminuição do potencial para nucleação e faz com que a transformação, praticamente, cesse (Goldenstein, 2002). Entretanto as técnicas de caracterização utilizadas, nesse trabalho, não são suficientes para se afirmar, de maneira inequívoca, que a microestrutura das amostras austemperadas durante 60 minutos (vide Figura 4D) são totalmente isentas de dispersões de carbonetos, características do início do segundo estágio da reação bainítica. Tal confirmação poderia ser feita, por exemplo, com auxílio de análises por microscopia eletrônica de transmissão (MET).

A linearização das frações transformadas, em função do tempo de tratamento de austêmpera, resultou no gráfico da Figura 5B, onde são apresentados os valores dos expoentes de Avrami (n) da equação JMAK. É importante salientar que tanto para reações com controle na interface, com nucleação em contornos de grãos, após saturação, como para transformações com crescimento controlado por difusão, no caso de agulhas e plaquetas com dimensões finitas, longas, mas pequenas em comparação com as distâncias entre as mesmas, são esperados valores de $n = 1$ (Padilha, 2007). No presente trabalho, foram encontrados valores de “n” en-

tre 0,15 e 0,67. Interessante notar que, tanto as retas correspondentes às ligas tratadas a 320°C, como a relativa à liga com 2,36% Si tratada a 370°C, apresentam inclinações semelhantes e, portanto, valores do expoente “n” também semelhantes, entre 0,55 e 0,67. Já a liga com 2,68%Si, austemperada a 370°C, apresenta inclinação consideravelmente menor e expoente $n = 0,15$, indicando que houve uma provável mudança no mecanismo de transformação atuante. Segundo a literatura (Putatunda, 2001; Trudel, 1997), isto pode ser causado, por exemplo, por efeitos de segregação de elementos de liga (principalmente silício) durante a solidificação, ou mesmo flutuações na concentração de carbono ao longo da matriz austenítica, após o término da etapa de austenitização; em função, por exemplo, de heterogeneidades na distribuição do número de nódulos de grafita, que são reservatórios de carbono na matriz metálica. Vale ressaltar que essas condições são, comumente, encontradas em ligas fundidas e podem explicar os desvios nos valores do expoente de Avrami (n) encontrados em relação ao valor teórico previsto pela literatura.

Analisando-se os dados da Tabela 2 observa-se que os valores de fração volumétrica obtidos por difração são sempre menores que os obtidos por microscopia óptica. Com o aumento de 1000 X ao microscópio óptico, não é possível visualizar as regiões de austenita retida em filmes (ARF), pois estas

possuem dimensões da ordem do limite de resolução da técnica de MO, ao passo que a técnica de DRX mede a austenita presente, tanto na ARB, como na ARF. Esse fenômeno é mais intenso para a temperatura de austêmpera de 320°C, em função do maior refinamento da microestrutura. Vale ressaltar que não foi possível correlacionar os resultados de DRX e MO para amostras austemperadas em tempos inferiores a 15 minutos, pelo fato de essas amostras apresentarem quantidades significativas de martensita (vide Figura 3A).

Apesar das discrepâncias entre os resultados fornecidos pelas duas técnicas, deve-se destacar a validade do método de quantificação proposto para auxiliar futuros desenvolvimentos de componentes em ADI. Os resultados obtidos mostram que, a partir de, aproximadamente, 30 minutos de austêmpera, as quantidades de ferrita, praticamente, não mudam, caracterizando o início da chamada “janela de processo”. Durante as análises metalográficas, não foi detectada a presença de martensita em nenhuma amostra austemperada por 30 minutos. Isto significa dizer que a austenita residual já se encontra estável o suficiente para evitar a formação de martensita durante o resfriamento, o que poderia comprometer as propriedades e a aplicação do material. Em termos práticos, esses resultados podem representar redução de tempo e de custo na fabricação do ADI, já que na prática, são utilizados tempos de austêmpera em torno de 90 minutos.

Tabela 2
Frações volumétricas (V_v) de ferrita bainítica determinadas por MO e DRX, para amostras com 2,36% e 2,68%Si, austemperadas a 320°C e 370°C, em tempos entre 15 e 60 minutos.

% silício	t (min.)	320°C		370°C	
		MO	DRX*	MO	DRX*
2,36	15,0	93 ± 2	78 ± 2*	66 ± 2	69 ± 2*
	30,0	94 ± 1	82 ± 2*	84 ± 3	71 ± 2*
	60,0	94 ± 1	84 ± 2*	86 ± 3	74 ± 2*
2,68	15,0	90 ± 2	72 ± 2*	84 ± 4	72 ± 2*
	30,0	93 ± 1	73 ± 2*	85 ± 3	75 ± 2*
	60,0	94 ± 1	75 ± 2*	84 ± 2	77 ± 2*

*Desvio-padrão de 2% referente à precisão da técnica de refinamento pelo método de Rietveld.

4. Conclusões

Uma metodologia para quantificação da microestrutura de ferros fundidos nodulares austemperados foi desenvolvida e permitiu acompanhar a evolução da fração transformada em função do tempo de austêmpera. Em todas as condições estudadas, foi possível verificar o fenômeno de estase da transformação bainítica, caracterizado pela estabilização dos valores das frações transformadas.

O grau de refinamento da microestrutura e as frações transformadas associadas ao início do fenômeno de estase foram maiores para a menor temperatura de austêmpera. Atribuem-se tais resultados a uma maior taxa de nucleação e à capacidade da austenita absorver mais carbono antes do início do fenômeno de estase da reação.

A evolução da fração volumétrica

de ferrita bainítica em relação ao tempo de austêmpera pôde ser descrita pelo modelo JMAK. Os expoentes de Avrami variaram entre 0,15 e 0,67. Essa variação pode estar associada a efeitos de segregação de elementos de liga (principalmente silício) e às flutuações na concentração de carbono, ao longo da matriz austenítica, após o término da etapa de austenitização.

5. Referências bibliográficas

- AARONSON, H.I., REYNOLDS, W.T. Jr.; SHIFLET G.J., SPANOS, G. Bainite viewed three different ways. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 21, n. 6, p. 1343-1380, 1990.
- BHADESHIA, H.K.D.H., EDMONDS, D.V. The mechanism of bainite formation in steels. *Acta Metallurgica*, v. 28, n. 8, p. 1265-1273, 1980.
- GOLDENSTEIN, H. Bainita em aços. In: *Aços: perspectivas para os próximos 10 anos*. Rio de Janeiro: Rede Aços, novembro 2002.
- KANG, Y., BHADESHIA, H.K.D.H. Roughness of bainite. *Materials Science and Technology*, v. 22, n. 6, p. 650-652, 2006.
- PADILHA, A. F., RIOS, P. R. *Transformações de fase*. São Paulo: Ed. Artliber, 2007. 215p.
- PUTATUNDA, S. K. Development of austempered ductile cast iron (ADI) with simultaneous high yield strength and fracture toughness by a novel two-step austempering process. *Materials Science and Engineering*, v. 315, n. 1-2, p. 70-80, 2001.
- RAMOS, D.S., HUPALO, M.F., FERRER, M.H., LIMA, N.B. Efeito das condições de austêmpera sobre a microestrutura de ferros fundidos nodulares de classe ferrítica-perlítica. In: CONGRESSO IBEROAMERICANO DE ENGENHARIA MECÂNICA - CIBIM8, 8. *Anais...* Cusco: PUC Peru, 2007. p. 1255-1262.
- REYNOLDS, W.T, AARONSON, H.I., SPANOS, G. A summary of the present diffusionist views on bainite. *Materials Transaction*, v. 32, n.8, p. 737-746, 1991.
- TRUDEL, A., GAGNÉ, M. Effect of composition and heat treatment parameters on the characteristics of austempered ductile irons. *Canadian Metallurgical Quarterly*, v. 36, n. 5, p. 289-298, 1997.
- YESCAS, M.A., BHADESHIA, H.K.D.H. Model for the maximum fraction of retained austenite in austempered ductile cast iron. *Materials Science and Engineering A*, v. 333, n. 1-2, p. 60-66, 2002.

Artigo recebido em 21 de março de 2011. Aprovado em 07 de novembro de 2011.