

AValiação DAS PROPRIEDADES MECâNICAS E AO DESGASTE DO FERRO NODULAR BRUTO DE FUSÃO E AUSTEMPERADO¹

André Bragança Carvalho França²
José Rubens Gonçalves Carneiro³
Pedro Paiva Brito³
Poliana Santos Souza²
Valdecir Aparecido de Siqueira⁴
William Melo Silva³

Resumo

O ferro nodular é um material importante para a engenharia devido às suas propriedades mecânicas, resistência à fadiga, à abrasão e ao amortecimento de vibração. Neste trabalho, apresenta-se uma comparação das propriedades mecânicas do ferro nodular bruto de fusão e austemperado após austenitização à temperatura de 900°C por 1 hora, seguido de resfriamento em banho de sal para temperaturas de 290°C, 320°C, 345°C, 370°C, 390°C e 410°C com manutenção por tempo de 1 min, 3 min, 5 min, 10 min, 15 min, 20 min e 30 minutos para transformação. Mediu-se dureza dessas amostras na escala HRc para se conhecer a cinética de transformação austenita à bainita. As amostras temperadas a partir desses tempos de manutenção foram analisadas em microscópio ótico e, também, submetidas à difração de raios X para identificar as fases presentes na microestrutura. Esses corpos de prova, também, foram usinados para ensaio de desgaste de caloteste em ambiente de pasta de diamante de 3 µm diluída e pino sobre disco. Concluiu-se que, a partir do cálculo de energia de ativação da transformação, que a difusividade do carbono na austenita é o mecanismo controlador da transformação austenita a ferrita mais carboneto, mas, somente, em temperatura superior a 320°C. A comparação da resistência ao desgaste do ferro austemperado com o bruto de fusão não refletiu as diferenças de propriedades mecânicas que ocorrem entre os materiais e, sim, às propriedades ao impacto Charpy. A presença da grafita parece ser o aspecto fundamental que determina a energia de fratura no ensaio de impacto e desgaste, uma vez que a matriz foi pouco determinante nessas características.

Palavras-chave: Ferro fundido nodular; Ferro fundido austemperado; ADI.

EVALUATION OF THE MECHANICAL PROPERTIES AND WEAR OF AS-CAST AND AUSTEMPERED NODULAR IRON

Abstract

The ductile iron is an important material for engineering due to its mechanical properties, fatigue resistance, abrasion and vibration damping. This paper presents a comparison of mechanical properties of ductile iron and gross melt austempered after austenitizing temperature of 900°C for 1 hour followed by cooling in a salt bath to temperatures of 290°C, 320°C, 345°C, 370°C, 390°C and 410°C and maintained for a time, 3 min, 5 min, 10 min, 15 min, 20 min and 30 minutes for processing. Hardness was measured on these samples in scale HRc to know the kinetics of austenite transformation to bainite. Samples hardened from these storage times were analyzed by optical microscopy and also subjected to X-ray diffraction to identify the phases present in the microstructure. These specimens also were machined for testing wear calotest in an environment of diluted diamond paste of 3 µm and pin on disk. It was concluded that from the calculated activation energy of the processing, the diffusivity of carbon in austenite is the controlling mechanism of austenite to ferrite and carbide transformation, but only at temperatures above 320°C. The comparison of wear resistance of austempered iron with nodular gross melting did not reflect differences in mechanical properties that occur between the materials, but in the Charpy impact properties. The presence of graphite seems to be the fundamental determining the fracture energy in the impact test and wear, since the matrix was low in these determinate characteristics.

Key words: Cast ductile iron; Austempered ductile iron; ADI.

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

² Estudante, Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais (PUC-Minas), MG, Brasil.

³ Professor Doutor, Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, MG, Brasil.

⁴ Engenheiro de Produção, Metaltemper Ltda.

1 INTRODUÇÃO

O processo de fundição é um método viável para produção de peças de geometria complexa, oferecendo flexibilidade de forma e projeto não encontrados em outras técnicas de processamento. Contudo, os defeitos que as peças podem possuir tais como inclusões, porosidades e alterações dimensionais dificultam o processamento posterior ⁽¹⁾.

O ferro fundido nodular tem excelente fundibilidade, usinabilidade, capacidade de amortecimento e baixo custo de produção ⁽²⁾. Os fatores que afetam as propriedades mecânicas do ferro nodular incluem a composição química, o tamanho, distribuição e forma dos nódulos da grafita, o tamanho e morfologia das dendritas primárias, relação ferrita/perlita, tamanho de grão da ferrita e espaçamento interlamelar da perlita ⁽³⁾. A evolução do conhecimento relativo à solidificação dos ferros fundidos nodulares acelerou-se com o desenvolvimento da análise térmica e resfriamento brusco durante o intervalo de solidificação, que permitiram caracterizar os mecanismos que atuam na nucleação/crescimento da grafita a partir do ferro líquido. O ferro fundido nodular austemperado (ADI) é obtido a partir de um tratamento térmico de austêmpera aplicado ao ferro fundido nodular. A peça após fundição é austenitizada e, posteriormente, resfriada até o campo bainítico, objetivando estrutura e propriedades mecânicas compatíveis aos aços ultrarresistentes com menor consumo de energia na produção.

Transformação é qualquer alteração da matéria. Segundo Gibbs, um conjunto de átomos ou moléculas que atingiu o equilíbrio sob dadas condições externas, consiste em uma ou mais regiões homogêneas e fisicamente distintas denominadas fases. Na austêmpera, a austenita se transforma em bainita em condições isotérmicas. A cinética desta transformação deve ser conhecida no sentido de otimizar propriedades mecânicas, ampliando, assim, o campo de utilização de ligas austemperadas. Há alguns estudos na literatura mundial no estudo de adição de elementos de liga ao ferro fundido nodular austemperado (ADI), tais como manganês, molibdênio, alumínio, cromo etc. A adição de elementos de liga ao ferro nodular austemperado (ADI) onera o processo, entretanto, esta adição pode ser feita no sentido de maximizar seu efeito na estrutura e propriedades mecânicas. A presença de elementos de liga altera a cinética desta transformação ⁽⁴⁾.

A transformação de fase pode ser acompanhada através de técnicas experimentais como microscopia, difração de raios X, extração de precipitados e técnicas indiretas tais como dureza, resistividade elétrica, análise térmica e dilatométrica. Neste trabalho, a transformação de fase será acompanhada através de ensaios mecânicos e microscopia óptica, varredura e difração de raios X.

Em razão de suas propriedades mecânicas, o ADI está sendo utilizado em estruturas de componentes automotivos, agricultura, mineração e equipamento de construção civil ⁽⁵⁾.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A carga utilizada para produção do ferro nodular consistiu de 10% de sucata de aço baixo carbono, 30% de retorno de ferro nodular e 60% de ferro gusa nodular. Essa carga foi fundida em forno elétrico à indução, marca Inductotherm, em cadinho de capacidade útil de 1 t, elaborado conforme norma DIN 1693, classe GGG40. Posteriormente, o metal base passou por processo de nodularização e inoculação, para posterior vazamento em molde rígido em areia resinada.

A nodularização foi elaborada através da “técnica sandwich”. Este processo consiste na utilização de uma panela de tratamento dotada de um degrau no fundo, onde é colocada a liga nodularizante Fe-Si-Mg, com 6% a 10% de Mg com granulometria abaixo de 0,5mm. Essa liga é coberta com sucata fina de ferro fundido para retenção da liga nodularizante, retardando a reação da mesma com metal base, objetivando, assim, rendimento esperado da ordem de 50 a 55% para Mg. A transferência do metal líquido se dá do lado oposto onde se encontra a liga nodularizante.

Realizada simultaneamente com o tratamento de nodularização, a inoculação ocorre através da adição de compostos de ferro silício e terras raras, com características fortemente grafitizantes, como por exemplo, ferro silício juntamente com cálcio e bário. A adição do inoculante acontece juntamente com o material nodularizante antes ou durante a transferência do metal para panela, sendo adicionado diretamente no jato de metal, através de basculamento por meio de uma concha contendo o inoculante. Neste caso, foi utilizada a adição simultaneamente com material nodularizante o Fe-Si-Mg.

A temperatura de vazamento foi de 1.375°C, (medida através de pirômetros de imersão calibrados, utilizando termopares descartáveis). As medições de temperatura do metal foram realizadas antes e, posteriormente, à nodularização. As amostras para análise química foram retiradas através do vazamento em coquilhas de cobre refrigerada, antes do tratamento do metal base e, posteriormente, à adição de nodularizante e inoculante. A análise química foi feita na pastilha, em espectrômetro ótico de emissão, marca Shimadzu OHS5500.

Posteriormente, à análise química, a panela foi transportada para a área de vazamento e, novamente, medida a temperatura de vazamento. O molde rígido em areia foi obtido através de processo de moldação semi-mecanizada, utilizando areia quartzosa preparada com resina fenólica alcalina e adição de triacetina como catalisador.

A desmoldagem foi feita de forma manual, e, em seguida, o bloco Y foi cortado em serra de fita, marca Franho, para usinagem dos corpos de prova para os diferentes ensaios mecânicos.

Os ensaios mecânicos foram realizados em corpos de prova bruto de fusão e austemperados. O tratamento térmico de austêmpera consistiu na austenitização em forno de banho de sal à temperatura de 900°C com tempo de 1 hora, seguido de resfriamento em forno de banho de sal até às temperaturas de 410, 395, 370, 345, 320, 290 e 270°C. O controle dessas temperaturas foi feito através de termopar imerso no banho, e, o sinal de tensão jogado em computador de processo para registro e conversão em temperatura. O aquecimento destes fornos de banho de sal foi feito através de resistência elétrica e/ou combustão de gás natural. O controle do banho é feito semanalmente para monitoramento da variação de composição química e fluidez do banho. O tempo de manutenção nestas temperaturas de austêmpera foi de 1, 3, 5, 7, 10, 15, 20, 30 e 60 minutos. Posteriormente, a este tempo de manutenção, as amostras foram resfriadas em salmoura até a temperatura ambiente. Essas amostras foram preparadas através de polimento mecânico e de acabamento para medição de dureza pelos métodos Rockwell e Vickers.

A medição de dureza Rockwell foi feita em equipamento marca Wilson Rockwell. Foram feitas oito medições em cada uma das amostras, e calculou-se a média e o desvio padrão.

A medição de dureza Vickers foi feita em equipamento marca Otto Wolpert-Werke GMBH D-6700 Ludwigshafentrhein, utilizando-se uma carga de 30 Kgf em amostras previamente preparadas até a lixa 600 e polidas em feltro impregnado de solução

Al₂O₃ e água destilada. Foram obtidas seis impressões por amostra e também, calculou-se a média e o desvio padrão desses valores.

Foram utilizadas as amostras em estado bruto de fusão e austemperadas a 320°C com tempo de manutenção de 1, 3, 7, 10, 15, 20 e 30 minutos para análise metalográfica e difração de raios X. Para a caracterização do ferro fundido quanto à forma, distribuição e dimensão dos nódulos de grafita, utilizou-se microscópio óptico Anisys FIVE e norma Fiat 50260. As amostras, sem ataque químico, foram posicionadas e observadas em um microscópio com aumento de 500X.

Foi realizado ataque químico em solução de nital (4% de ácido nítrico e 96% de álcool etílico) nas amostras em estado bruto de fusão e austemperadas.

Foi realizada análise quantitativa de fases por difração de raios X em amostras de ferro fundido nodular submetidas a tratamento de austêmpera a 320°C por tempos de 5 a 120 min. A análise foi realizada com uma fonte laboratorial de radiação Cu K_α com resolução do ângulo de difração (2θ) igual a 0,02°. A análise quantitativa de fases foi feita por meio de refinamentos de Rietveld no software Maud versão 2.26⁽⁶⁾. Os corpos de prova tipo Y, nos estados bruto de fusão e austemperado, foram usinados, e solicitados por tração, conforme norma ASTM E8M, 1995⁽⁷⁾.

Este ensaio foi realizado em máquina universal Wolpert, com acionamento hidráulico e células de carga de 30 t, acoplada em um computador com programa de controle, recebimento e tratamento de dados. O valor do limite de escoamento foi obtido do gráfico *tensão versus deformação*, a partir da deformação de 0,2%.

A fratura dos corpos de prova de tração foi analisada no MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura), marca Phillips, e aumento de 200 vezes.

Os corpos de prova utilizados no ensaio de pino sobre disco foram usinados em torno, marca IMOR, modelo oficina 420 com a utilização de ferramenta de corte revestida por TiN, marca Mitsubishi.

No cálculo do volume desgastado do disco e do pino, utilizou-se microscópio óptico, marca Zeiss, de onde se extraiu medidas das trilhas de desgaste e o registro fotográfico do desgaste. No ensaio de pino sobre disco é possível calcular o volume do material removido pelo desgaste através da Equação 1:

$$V(\text{mm}^3) = \frac{\text{Raio da faixa de desgaste} \times (\text{Largura de faixa})^3}{6 \times \text{Raio da esfera}} \quad (1)$$

No ensaio de Caloteste, adotou-se uma esfera de aço rotacionada e pressionada contra a amostra (material de estudo), onde um abrasivo é colocado na zona de contato esfera/amostra. Procedendo, assim, produz-se uma calota esférica na amostra e seu diâmetro é, então, medido. O diâmetro da esfera utilizada foi de 25,4 mm em aço ABNT 52100 temperado e revenido. Utilizou-se como material abrasivo pasta de diamante com granulometria de 3 μm, adquirido junto ao fornecedor Arotec. Padronizou-se 500 voltas para calcular o comprimento de deslizamento (S) da esfera sobre a amostra. O ensaio foi feito em temperatura ambiente e com umidade relativa do ar de 50%. O coeficiente de desgaste pode ser obtido pelo diâmetro da cratera o que foi avaliado através de perfilometria.

No ensaio de Caloteste a distância de deslizamento *S* é dada pela Equação 2:

$$S = 2 \times \pi \times R \times n \quad (2)$$

Onde *R* é o raio da esfera e *n* o número de voltas.

O coeficiente de desgaste *kc* é dado pela Equação 3:

$$kc = \frac{\pi \times b^4}{64 \times R \times S \times N} \quad (3)$$

Onde *b* é o diâmetro da calota desgastada e *N* carga normal de 0,981 N.

3 ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A composição química do ferro nodular em percentual de peso, utilizado nos experimentos, é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição Química da liga fundida

%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Mg
3,57	2,57	0,31	0,01	0,08	0,03	0,04

Essa composição química atende a especificação GGG40 DIN 1693, e o teor de magnésio de 0,04 evidencia a incorporação do mesmo e o seu efeito na morfologia da grafita esferoidal (Figura 1).

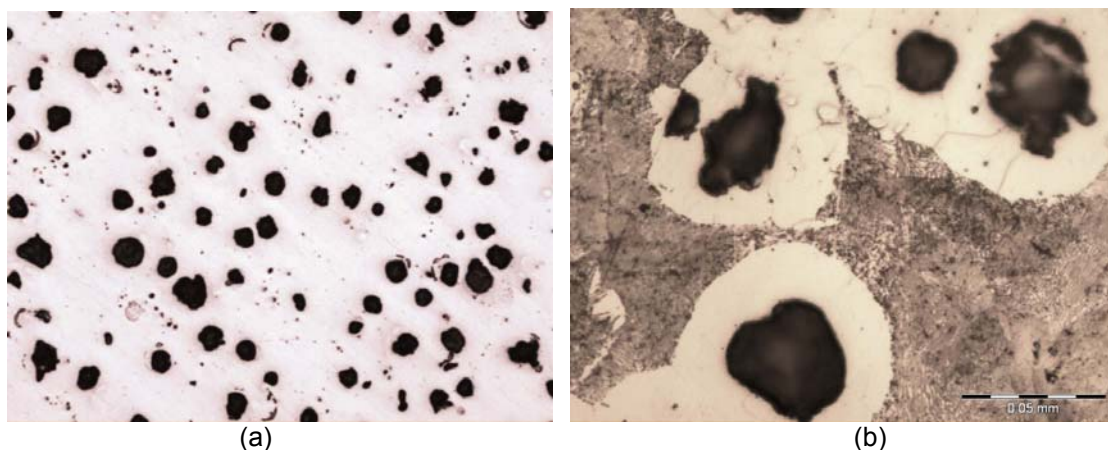


Figura 1. Microestrutura da amostra no estado bruto de fusão sem ataque químico (a) e com ataque químico, evidenciando a presença de perlita e ferrita na matriz (b).

A matriz é constituída de ferrita e perlita, sendo que a ferrita envolve o nódulo de grafita. A difusão do carbono da ferrita pode ter sido a causa do crescimento de parte do nódulo de grafita. O maior percentual de perlita na microestrutura é reflexo da sua composição química e na ineficiência do inoculante, o que refletiu nas propriedades mecânicas elevando o limite de resistência e reduzindo o alongamento.

Os valores de dureza HRC do ferro nodular em diferentes temperaturas evoluíram com o tempo de tratamento, conforme mostrado na (Figura 2)

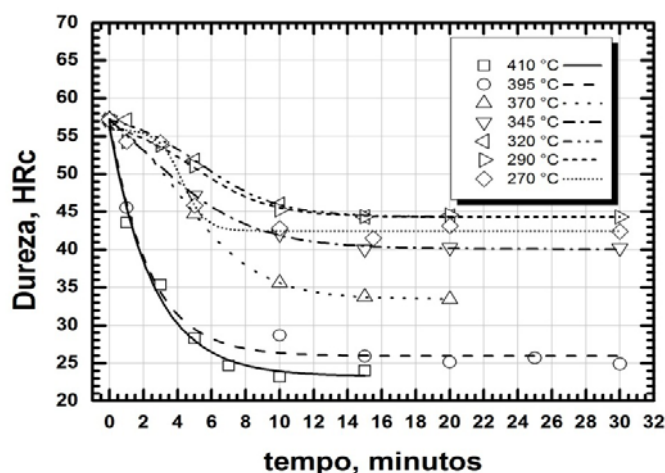


Figura 2. Gráfico da evolução da dureza em relação ao tempo para as temperaturas de austêmpera.

Observa-se que, após tempo de permanência de 10 minutos nas diferentes temperaturas entre 410 e 270°C tem-se a estabilização dos valores de dureza (100% de fração transformada). Foram determinados os valores de fração transformada em cada tempo para cada temperatura até a dureza de estabilização, utilizando-se a expressão:

$$y(\text{Fração transformada}) = \frac{HRc_0 - HRc_t}{HRc_0 - HRc_F} \times 100 \quad (3)$$

Sendo HRc_0 a dureza inicial, HRc_t dureza instantânea, e HRc_F a dureza após estabilização.

A equação de Avrami $y = 1 - \exp(-k \times t^n)$ apresenta a fração transformada em função do tempo. Os valores das constantes k e n podem ser calculados através da linearização da equação de Avrami $\ln[-\ln(1-y)]$ versus $\ln(t)$ (Figura 3).

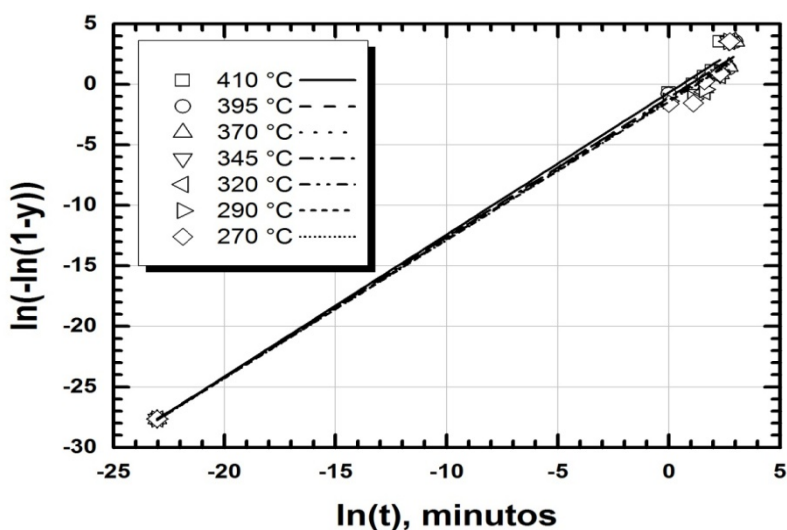


Figura 3. Gráfico de $\ln(-\ln(1-y))$ versus $\ln(t)$.

As equações das retas obtidas pela linearização da equação de Avrami estão representadas na Tabela 2.

Tabela 2. Equações das retas linearizadas para cada temperatura

Temperatura (°C)	Equação da reta
410	$y = 0,8941t + 0,5703$
395	$y = 0,8645t + 0,9335$
370	$y = 0,8700t + 1,1522$
345	$y = 0,8625t + 0,9577$
320	$y = 0,8658t + 1,0924$
290	$y = 0,8689t + 1,2287$
270	$y = 0,8682t + 1,2305$

Os valores obtidos para k e n em cada uma das temperaturas são apresentados na Tabela 3.

Tabela 3. Valores de k e n calculados após a linearização da equação de Avrami

Temperatura (°C)	k	n
410	0,68911	0,98238
395	1,09540	1,08438
370	0,53348	0,91793
345	0,56515	0,91841
320	0,47451	0,90011
290	0,36976	0,74546
270	0,29029	0,75144

Com os dados obtidos na Tabela 3, foi possível a elaboração do gráfico de fração transformada versus tempo (Figura 4).

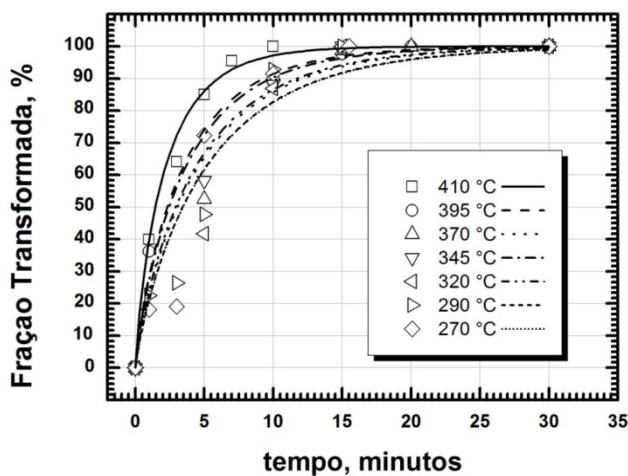


Figura 4. Gráfico de fração transformada versus tempo.

Com os resultados, foi possível calcular, através da equação de Avrami, os tempos de 5%, 50% e 95% de fração transformada nas diferentes temperaturas (Figura 5).

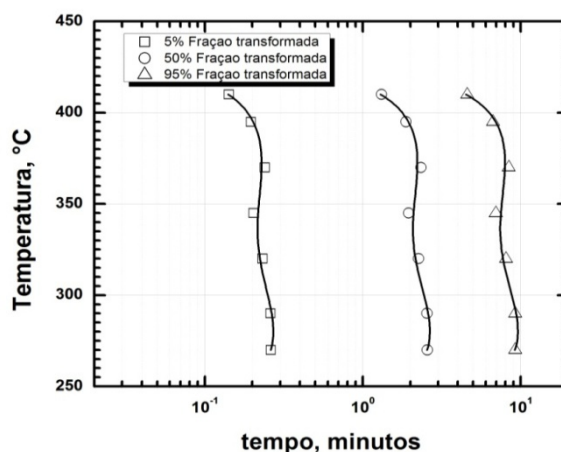


Figura 5. Curva TTT (Transformação, Temperatura e tempo).

Após obtenção do tempo de 50% de produto transformado nas temperaturas 320, 345 e 370°C, foi obtido o gráfico $\ln\left(\frac{1}{f}\right)$ em função de $\frac{1}{T}$, através do qual se calculou a energia de ativação devido à transformação de austenita em bainita (Figura 6).

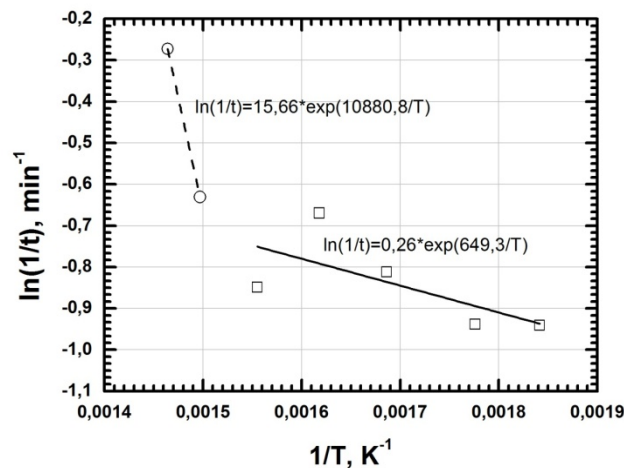


Figura 6. Evolução do $\ln(1/t)$ em função de $1/T$ para cálculo da energia de ativação, considerando 50% do produto transformado.

O valor encontrado da energia de ativação é $10.880,8 \times 1,98 = 20.000 \text{ cal/mol}$ que é próximo do valor da energia de difusão do carbono na austenita, o que evidencia ser este o mecanismo controlador da cinética da reação naquela faixa de temperatura 410 e 390°C. Em temperaturas mais baixas, parece que o mecanismo controlador é outro, uma vez que o coeficiente angular é bem menor.

A Figura 7 mostra a estrutura da amostra austenitizada e resfriada a 320°C e mantido o tempo de 1 minuto, resfriada em salmoura até a temperatura ambiente.

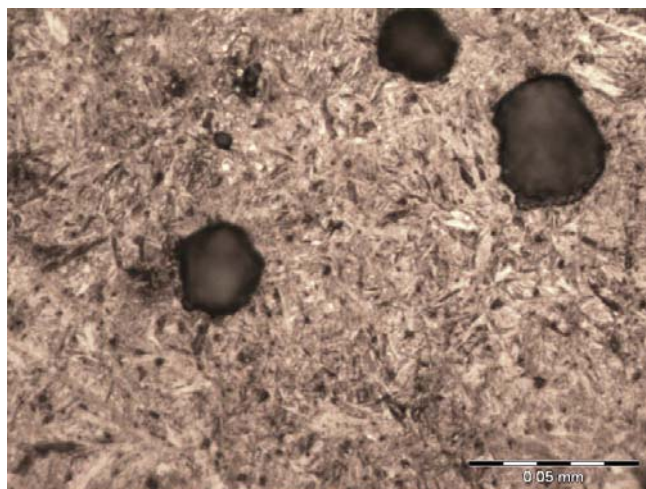


Figura 7. Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 1 minuto.

Evidencia-se a presença de martensita e grafita. A Figura 8 mostra uma matriz constituída por martensita acicular e nódulos de grafita, pois o tempo foi insuficiente para iniciar a transformação bainítica. Nestas condições, o ADI apresenta estrutura frágil.

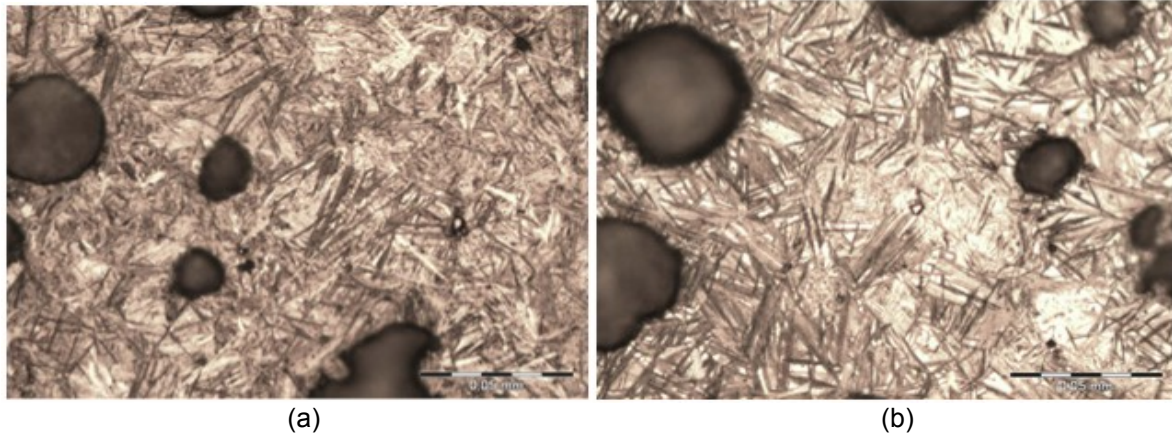


Figura 8. (a) Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 5 minutos. (b) Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 7 minutos.

Em tempos crescentes de manutenção na temperatura de 320°C, foi possível verificar a transformação de fase do ADI com matriz do ferro nodular que possivelmente pode ser denominada como Ausferrítica⁽⁸⁾ e com grãos aciculares e mais grossos, sendo possível observar também regiões brancas mais efetivas características de austenita retida. Quando o tratamento atinge um tempo superior a 10 minutos, a estrutura aparentemente começa a sofrer alterações dando indícios do início de formação de uma estrutura bainítica (Figuras 9a e 9b).

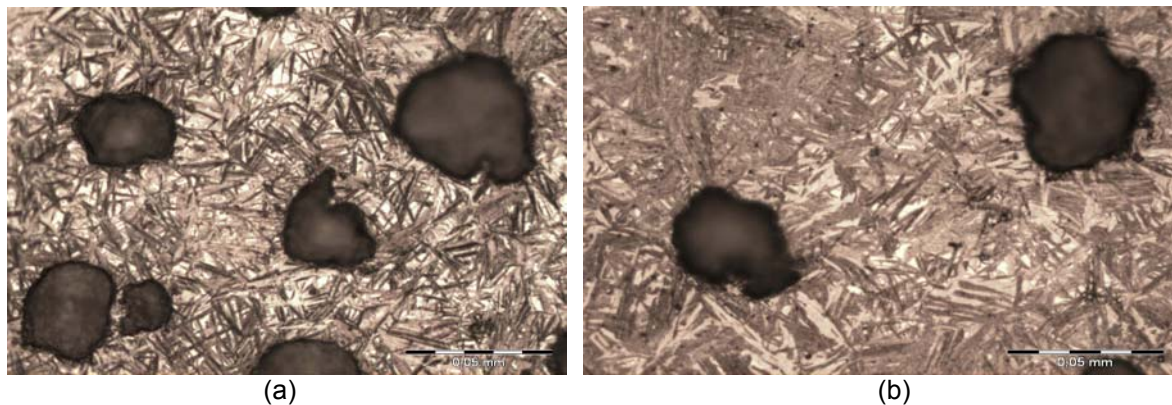


Figura 9. Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 15 minutos (a) e 20 minutos (b).

A identificação das fases através de difração de raios X foi obtida através de software próprio e é apresentada na Figura 10.

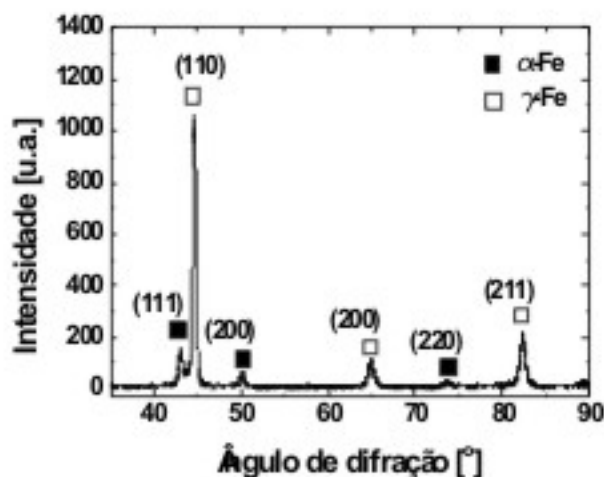


Figura 10. Principais fases presentes (amostra tratada por 120min a 320°C).

O teor de carbono dissolvido na austenita foi determinado por meio da variação do parâmetro celular da estrutura do Fe CFC (“a”), segundo a relação abaixo ⁽⁹⁾:

$$\%C = \frac{a - 3,548}{0,044} \quad (4)$$

O resultado das análises foi obtido através de software próprio e é apresentado na Figura 11.

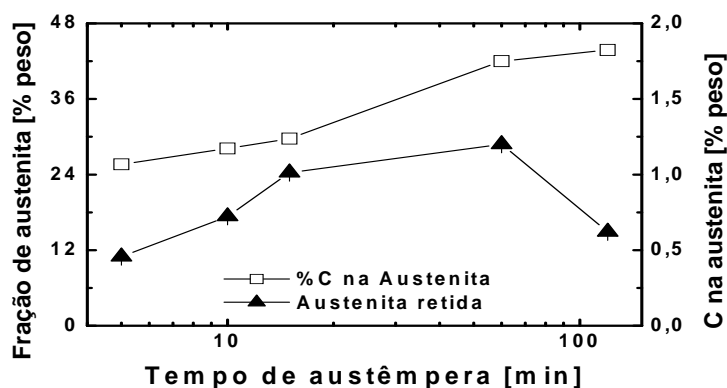


Figura 11. Fração (em %peso) de austenita retida e fração de carbono dissolvido na austenita (em %peso) em amostras submetidas a diferentes tempos de austêmpera a 320°C.

Na temperatura de austêmpera, para tempos curtos, ocorre formação limitada de ferrita e não há enriquecimento suficiente de C na austenita para possibilitar que ela permaneça estável após o resfriamento até a temperatura ambiente. Para maiores tempos de tratamento, o teor de C dissolvido na austenita aumenta produzindo maior fração em peso de austenita estabilizada pelo alto teor de carbono. Esse efeito pode ser observado para tempos de austêmpera de até 60min, para os quais há aumento simultâneo da fração de austenita e do teor de C na austenita. Para o tempo de 120min começa a haver formação de ferrita na temperatura de austêmpera e é menor o teor de austenita primária presente no material que se mantém na estrutura final.

Observa-se que a análise de difração de raios X não revelou outras fases que não fossem formas alotrópicas do Fe, o que não significa que não haja grafita ou carbonetos presentes no material. Hernández-Rivera, Cambranis e de la Garza ⁽¹⁰⁾ mostram que os reflexos de grafita são muito fracos comparados aos das fases do

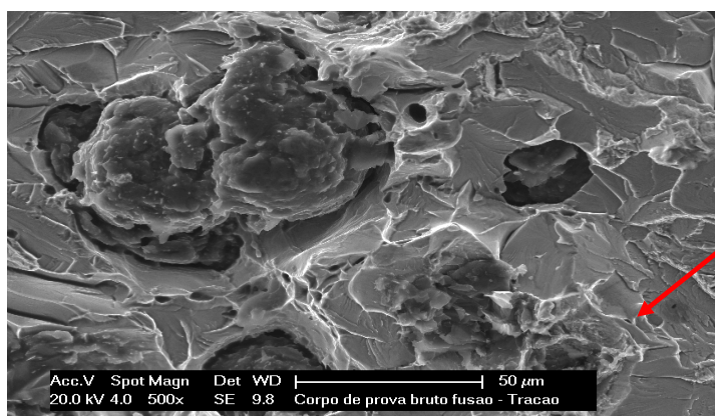
Fe. Também é importante ressaltar que os ensaios de difração revelam a presença de austenita retida mesmo após 120 min de tratamento de austêmpera (Figura 11), o que, embora não esteja em desacordo com a literatura, requer novos exames uma vez que os resultados anteriores sugeriam estrutura bainítica com 100% de austenita transformada.

Os corpos de prova bruto de fusão e austemperados á temperatura de 320°C em 30 minutos submetidos ao ensaio de tração apresentaram as propriedades mecânicas conforme Tabela 4.

Tabela 4. Propriedades Mecânicas da liga fundida

Bruto de fusão		
Resistência (MPa)	Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
538,6	371,8	16,4
ADI		
Resistência (MPa)	Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
1.412,1	1.132,5	4,82

A Figura 12 mostra o comportamento frágil, característico ao ensaio de tração em corpos de prova em ferro fundido nos quais se observam maclas de clivagem partindo-se da interface grafita – matriz.



Facetas de clivagem

Figura 12. Evidência do micromecanismo de fratura com aspecto frágil verificados pelo ensaio de tração.

Os resultados dos ensaios de pino sobre disco são apresentados na Figura 13.

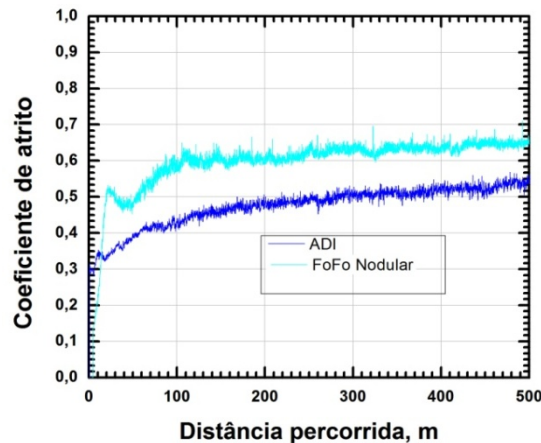


Figura 13. Comparativo entre os resultados do ensaio de Pino sobre disco entre o ADI e o ferro nodular bruto de fusão.

Observa-se que o coeficiente de atrito é menor para o ferro fundido austemperado que o ferro fundido bruto de fusão, entretanto, o comportamento das curvas são similares. Parece que a diferença ocorre para distâncias iniciais até 50 m e posteriormente, o coeficiente de atrito apresenta o mesmo comportamento. Os resultados para os ensaios de Caloteste para o ADI e o ferro fundido nodular bruto de fusão são apresentados na Figura 14.

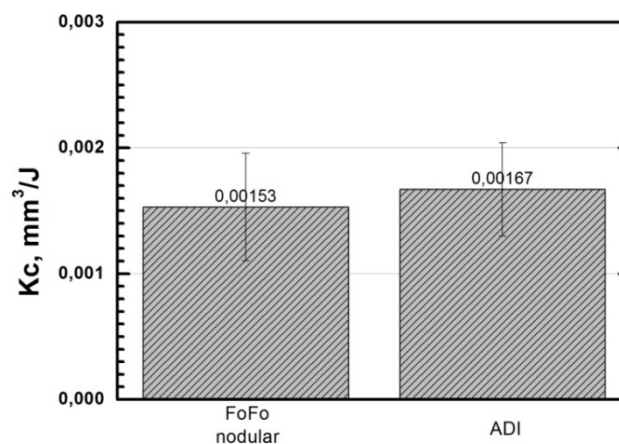


Figura 14. Comparativo entre os resultados do ensaio de Caloteste entre o ADI e o Ferro fundido nodular.

Observa-se que os valores de k_c são estaticamente semelhantes para o ADI e ferro fundido nodular bruto de fusão para um nível de confiança de 95% ⁽¹¹⁾.

4 CONCLUSÃO

- O cálculo da energia de ativação mostrou que o mecanismo controlador da reação de transformação austenita na faixa de temperatura entre 420 e 270°C é a difusão de carbono, mas, em temperaturas mais baixas, esse mecanismo pode se alterar.
- Não se comprovou a existência do constituinte austenita-ferrita à temperatura ambiente e, sim, produto transformado ferrita mais carboneto.
- A resistência à tração do ferro nodular austemperado é superior ao bruto de fusão, enquanto a resistência ao desgaste e o coeficiente de atrito foram

similares provavelmente devido à presença da matriz e grafita exercerem diferentes comportamentos nessas situações.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, ao CETEC MG, ao CDTN, ao CNPQ, à FULIG Fundação Ligas LTDA e à Metaltemper Tratamentos Térmicos pela colaboração no trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 DWYER, Z. B.; GRIFFIN, R. D.; BATES, C. E. Defects in ductile iron castings. American Foundrymen's Society Transactions, p. 82-87, 1996.
- 2 LIN, S.C.; LUI, T.S.; CHEN, L.H. Effect of matrix structure on resonant failure of SG cast irons. American Foundrymen's Society Transactions, p. 753-756, 1997.
- 3 CHUZHOY, L.; PERSHING, M. A.; BILTGEN, G. L.; GUO, X. A mechanical properties model for ductile iron. American Foundrymen's Society Transactions p. 321-324, 1997.
- 4 RIOS, P. R. ; PADILHA, A. F. Transformações de fase. 1. ed. São Paulo: Artliber Editora, p. 107 – 117, 2007.
- 5 YANG, J.; PUTATUNDA, S.K. Near threshold fatigue crack growth behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process iron (ADI). Materials Science and Engineering, v. 393 p. 254-268, 2005.
- 6 LUTTEROTTI, L.; MATTHIES, S.; WENK, H.R. "MAUD (Material Analysis Using Diffraction): a user friendly Java program for Rietveld Texture Analysis and more", Proceeding of the Twelfth International Conference on Textures of Materials (ICOTOM-12), Vol. 1, p. 1599, 1999.
- 7 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS ASTM E 8M-95a, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, Philadelphia, p. 77-97, 1995.
- 8 ZHOU, W.S.; ZHOU, Q.D. Lubricated sliding and rolling wear of austempered Ductile iron. Wear, v. 162-164, n.2, p. 696-702, 1993.
- 9 DARWISH, N. Austempering of low manganese ductile irons. Part 2: Influence of austenitising temperature. Mater Sci Tech, v. 9, p. 586-602, 1993.
- 10 HERNÁNDEZ-RIVERA, L.; CAMBRANIS, R.E.C.; de la GARZA, A. Materials and Design, v. 32, p. 4756-4762, 2011.
- 11 MONTGOMERY, D.C.; RUNGER, G.C. Estatística aplicada e probabilidade para engenheiros. 4^a edição. Rio de Janeiro: LTC, 2009.