



8º CONGRESSO IBEROAMERICANO DE ENGENHARIA MECANICA
Cusco, 23 a 25 de Outubro de 2007

EFEITO DAS CONDIÇÕES DE AUSTÊMPERA SOBRE A MICROESTRUTURA DE UM FERRO NODULAR DE CLASSE FERRÍTICA-PERLÍTICA

**Daniele da Silva*, Marcio Ferreira Hupalo*, Modesto Hurtado Ferrer*,
Nelson Batista de Lima^o**

* Instituto Superior Tupy, Sociedade Educacional de Santa Catarina, Rua Albano Schmidt, 3333, Boa Vista, CEP: 89206-001, Joinville, SC, Brasil.
*e-mail: marcio.hupalo@sociesc.org.br

^o Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Departamento de Caracterização de Materiais, Travessa R, 400, Cidade Universitária. CEP: 05508-900, São Paulo, SP, Brasil.
^oe-mail: nblima@ipen.br

RESUMO

O presente trabalho destina-se ao estudo do efeito da temperatura e do tempo de austêmpera sobre a microestrutura de um ferro fundido nodular de classe ferrítica-perlítica (45010). A fusão foi realizada em um forno de indução com capacidade de 300 kg. O material foi obtido na forma de blocos Y, com 25 mm de espessura. As amostras foram austemperadas nas temperaturas de 320 e 370°C, durante 15, 30, 90, 120, 180 e 240 minutos. A caracterização das amostras foi realizada com auxílio das técnicas de microscopia óptica (MO), difração de elétrons retroespalhados acoplada ao microscópio eletrônico de varredura (MEV/EBSD) e difração de raios-X (DRX). As frações volumétricas de ferrita acicular e/ou martensita e austenita retida foram quantificadas pelo método de Rietveld. O material bruto de fusão apresentou microestrutura predominantemente ferrítica. As amostras austemperadas a 320°C apresentaram microestrutura consideravelmente mais refinada. As frações volumétricas de austenita retida variaram entre 13 e 36,4%. Durante a análise metalográfica das ligas não foi evidenciada a presença de martensita. Algumas amostras foram selecionadas para a realização de ensaios de tração e impacto.

Área temática: materiais e metalurgia.

1. INTRODUÇÃO

O ferro fundido nodular austemperado ou ADI (“Austempered Ductile Iron”) vem sendo considerado nos últimos anos um material de engenharia muito importante, devido à sua combinação de propriedades mecânicas, tais como alta ductilidade, tenacidade, resistência à tração, resistência à abrasão e à fadiga, que são determinadas pela proporção entre as fases formadas após o tratamento térmico de austêmpera.

A microestrutura do ADI é única nos ferros fundidos, à mesma consiste em ferrita acicular e austenita com alto teor de carbono, recebendo o nome de ausferrita. [1-3] Atualmente o ADI vem substituindo diversos materiais, principalmente os aços. Dentre suas aplicações pode-se destacar: engrenagens para carros, caixas de câmbio, sistemas de acionamento de laminadores, eixos virabrequins, entre vários outros componentes e equipamentos para veículos automotores, mineração, terraplanagem e construção. [3-6]

As propriedades de resistência e ductilidade do ADI são afetadas principalmente pelo tamanho da seção da peça e pela contagem de nódulos. O alongamento é afetado por uma série de variáveis, as mais comuns são: contração, drosses (escória ou borra), carbono eutético, estrutura martensítica e tensão superficial. [7,8] Esta correlação entre a microestrutura e as propriedades do ADI ressalta a importância do estudo das diferentes microestruturas obtidas em função das condições de fusão e de tratamento térmico.

Diante do exposto, o presente trabalho dedica-se ao estudo do efeito das condições de tratamento térmico sobre a microestrutura e propriedades de tração e dureza de um ferro nodular austemperado. A caracterização microestrutural é realizada com auxílio das técnicas de microscopia óptica (MO), difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e difração de raios-X com auxílio do método de Rietveld.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 MATERIAIS

Neste estudo objetivou-se trabalhar com uma liga levemente hipereutética, apresentando a seguinte especificação de composição química: 3,50%<C<3,60; 2,45%<Si<2,55%; 0,030%<Mg<0,045%; 0,15%Mo. Para o tratamento de nodularização foi utilizada a liga nodularizante FeSiMg, seguido do tratamento de inoculação, na panela de vazamento, usando inoculante à base de FeSiCa granulado e peneirado.

2.2 MÉTODOS

2.2.1 Fusão da Liga

Para elaboração das ligas, utilizou-se uma carga composta por ferro gusa, sucata de aço, molibdênio e ferro silício em pedra. Para a fusão das ligas utilizou-se um forno de indução a cadinho de média frequência com capacidade de 300 kg. O tratamento de nodularização foi realizado em panela de 60 kg, com adição de FeSiMg.

Após o tratamento de nodularização realizou-se o tratamento de inoculação com FeSi. Em seguida foi realizado o vazamento dos corpos de prova para obtenção das amostras. Os corpos de prova utilizados são do tipo bloco Y de 25 mm, os mesmos foram confeccionados conforme norma NBR 6916.

2.2.2 Tratamento Térmico

Os tratamentos térmicos de austêmpera foram realizados nos corpos de prova, em fornos tipo poço. O controle de temperatura dos banhos foi realizado com auxílio de um termopar. O procedimento adotado consistiu das seguintes etapas: pré-aquecimento (primeira etapa) entre 400 e 450°C durante uma hora, sem banho de sais; austenitização a 900°C durante noventa minutos; austêmpera de 320°C e 370°C, ambas durante os seguintes tempos: 15, 30, 90, 120, 180 e 240 minutos, e logo após resfriamento ao ar.

2.2.3 Análises Metalográficas

Analisaram-se as microestruturas das amostras com auxílio da técnica de microscopia óptica (MO). Por meio de medidas de metalografia quantitativa realizou-se, nas amostras do estado bruto de fusão, a determinação do grau de nodularização e o número de nódulos. As medidas foram realizadas na região central do núcleo da parte útil do bloco Y (meio raio) e nas regiões periféricas da parte útil do bloco Y, também a meio raio.

As análises pela técnica de EBSD foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura da marca Philips, modelo XL30, instalado no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

Na análise por meio da técnica de difração de raios-X, foram utilizadas amostras de aproximadamente 10 mm x 10 mm cada, retiradas da área útil do bloco Y. Estas foram preparadas metalograficamente pelos procedimentos convencionais, lixamento até a grana 1200, seguido do polimento com pasta de diamante de 1 µm. As varreduras foram realizadas com passo angular de 0,02° e tempo de contagem de seis segundos e radiação de Cu-K α . Os difratogramas obtidos foram analisados pelo método de Rietveld, no qual os picos das fases de interesse são refinados com auxílio de um método matemático. O refinamento dos picos referentes às fases pesquisadas permite a quantificação das mesmas com extrema precisão.

2.2.4 Ensaios Mecânicos

A partir dos blocos Y, obtiveram-se os corpos de prova de tração, impacto e corpos de prova para análise microestrutural. Os ensaios mecânicos foram realizados em alguns corpos de prova retirados da parte útil dos blocos Y, antes (bruto de fusão) e após os tratamentos térmicos de austêmpera. Os corpos de prova para ensaio de tração foram confeccionados com comprimento útil de 60 mm e diâmetro de 10 mm, segundo a norma NBR 6916. [9] Utilizou-se uma máquina universal de ensaios, da marca Kratos, modelo ECC, com capacidade para 50.000 kgf. A velocidade de ensaio utilizada foi de aproximadamente 10 mm/min.

Os corpos de prova para ensaio de impacto foram do tipo Charpy (sem entalhe), com dimensões de 10 x 10 x 55 mm, segundo a norma NBR 6157. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, utilizando um pêndulo da marca Wolpert, modelo PW-30K, com carga aplicada de 30 kg. [10]

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 ANÁLISE QUÍMICA

A liga apresentou uma composição levemente hipereutética, o carbono equivalente da liga foi de 4,31. O silício pode ser considerado o mais importante dos elementos encontrados nos ferros

nodulares austemperados, não só por seu efeito grafitizante na solidificação, como também por seu efeito no estado sólido durante o tratamento térmico de austêmpera. Neste caso, o silício aumenta a atividade (difusividade) do carbono na austenita, acelerando a sua difusão e favorecendo a nucleação da ferrita acicular. O teor de silício da liga fundida foi de 2,36%. [11]

3.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

3.2.1 Microscopia Óptica

Imagens obtidas pela técnica de microscopia óptica (MO) das amostras no estado bruto de fusão, são mostradas na figura 1. Observa-se uma microestrutura predominante ferrítica, com uma fração volumétrica de ferrita de aproximadamente 77%. A liga apresenta grau de nodularização de aproximadamente 91%. O número de nódulos foi determinado em duas áreas, uma na região do núcleo da área útil do bloco Y e a outra na região periférica, compreendida próxima à superfície da área útil do bloco Y. Todas as medidas foram realizadas a meio raio. Foram analisados ao todo oito campos para cada região, encontrando-se valores médios de 87 e 112 nódulos/mm², considerados abaixo do esperado. Este resultado pode estar associado à baixa eficiência do inoculante utilizado, que mesmo peneirado apresentou granulometria muito baixa, com partículas menores que 2 mm.

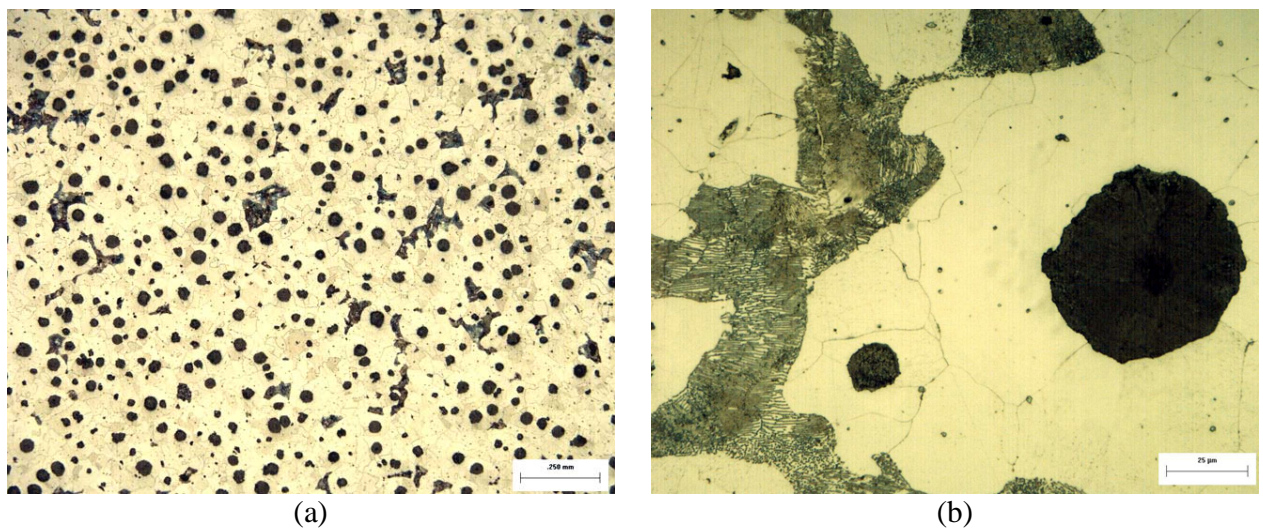


Fig. 1: Microestrutura de amostra bruta de fundição: (a) 100X e (b) 1000X. Microscopia óptica. Ataque com Nital a 4%.

A seguir são mostradas microestruturas de algumas amostras austemperadas a 320°C e 370° C, respectivamente nas figuras 2 e 3. As amostras foram atacadas com os reagentes de Nital e Le Pera. [12] O segundo ataque de maneira diferencial às áreas onde houve a formação de martensita (em forma de ripas). Sendo assim, pode-se afirmar que, com o aumento máximo permitido pela técnica de microscopia óptica, não se evidencia a presença de martensita nas microestruturas analisadas. As microestruturas austemperadas são predominantemente compostas de ferrita acicular e austenita retida. A determinação precisa das quantidades das fases foi realizada com auxílio da técnica de difração de raios-X (método de Rietveld), cujos resultados serão apresentados adiante.

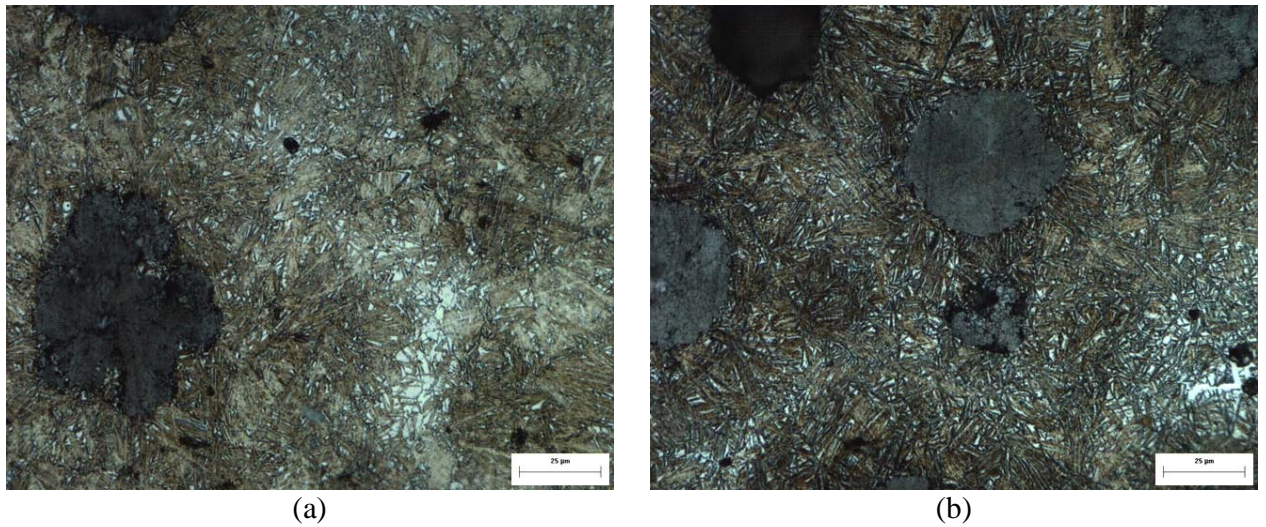


Fig. 2: Microestrutura de amostras austemperadas a 320°C: (a) 15 minutos e (b) 180 minutos. Microscopia óptica. Ataque com Le Pera. Aumento de 1000X.

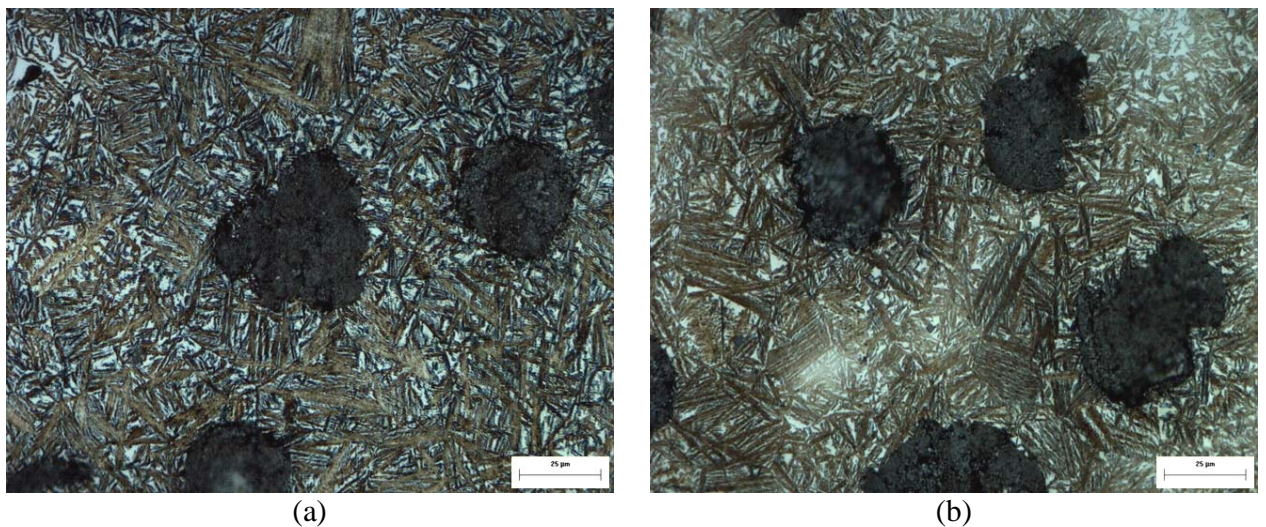


Fig. 3: Microestrutura de amostras austemperadas a 370°C: (a) 15 minutos e (b) 180 minutos. Microscopia óptica. Ataque com Le Pera. Aumento de 1000X.

3.2.2 Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)

Análises pela técnica de EBSD foram realizadas em amostra austemperada a 370°C durante 90 minutos. Durante as análises utilizou-se um “step-size” (intervalo entre os pontos de medição do feixe de elétrons) de 0,5 μm, formando uma grade de análise de aproximadamente 140.000 pontos. Foram gerados mapas de controle de qualidade e de orientação cristalina. Estes mapas são apresentados na figura 4.

Observa-se no mapa da figura 4(a) que os nódulos de grafita aparecem como regiões totalmente escuras, indicando a ausência de padrões de difração. O mapa de orientações dos grãos presentes na região analisada é mostrado acima. Os padrões de difração gerados por cada grão individualmente são indexados pelo programa de análise, que atribui aos mesmos uma

determinada orientação cristalográfica. Estas orientações são representadas por cores, mostradas nos triângulos de referência de cores. Desta forma, torna-se bastante fácil associar a cor de cada grão com sua respectiva orientação cristalina. A análise dos mapas da figura 4 permite concluir que a amostra analisada apresenta, de uma maneira geral, orientação aleatória (ausência de textura preferencial). Cabe ressaltar, entretanto, a presença de uma grande quantidade de grãos com orientações próximas a $\langle 111 \rangle$, com rotações em direção a $\langle 101 \rangle$ (grãos em tons de azul), e em direção a $\langle 001 \rangle$ (grãos com tons de rosa).

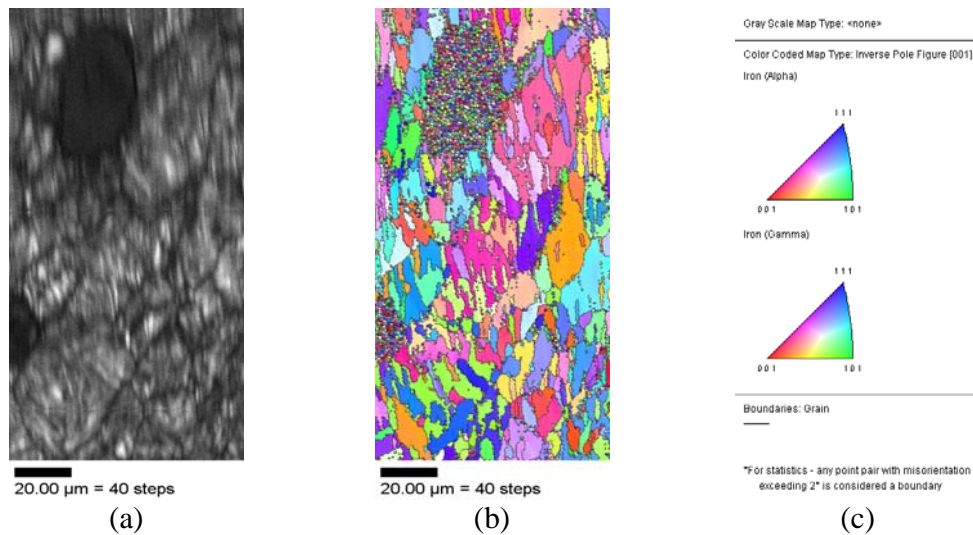


Fig.4: Resultados de EBSD de uma amostra austemperada a 370°C: (a) mapa de índice de qualidade, (b) mapa de orientações e (c) triângulos de referências de cores.

3.2.3 Difração de Raios-X

Os resultados das frações volumétricas de ferrita acicular e/ou martensita e austenita retida, para as amostras austemperadas a 320 e 370°C são apresentados na tabela 2. Para a temperatura de 320°C, a transformação de austenita para ferrita acicular foi maior, isto devido à taxa de nucleação. Em uma temperatura mais baixa, ocorre maior formação de núcleos, sendo assim, maior a tendência de transformação de austenita para ferrita acicular. Para temperaturas mais elevadas, neste caso a temperatura de 370°C, não há tanta formação de núcleos quanto na temperatura de 320°C, porém os núcleos formados crescem muito mais rápido nesta temperatura, sendo assim quanto mais tempo de austêmpera maior fração volumétrica de austferrita acicular. É importante mencionar que a técnica de difração de raios-X não permite a diferenciação entre ferrita acicular e martensita, pois ambas possuem estruturas cristalinas muito semelhantes, havendo superposição dos picos de difração. Porém durante as análises das microestruturas por microscopia óptica, não se pode observar a presença de martensita.

3.3 ENSAIOS MECÂNICOS

Os resultados dos ensaios de tração, dureza e impacto, em função das temperaturas de austêmpera, encontram-se listados na tabela 3. Os resultados de propriedades mecânicas são coerentes com as observações feitas em relação às microestruturas obtidas, para o estado bruto de fusão e diferentes temperaturas de austêmpera utilizadas. Os valores mostrados na tabela 3 são das amostras de 90 minutos de austêmpera e constituem a média de três ensaios.

Tabela 2: Resultados de difração de raios-X e método de Rietveld.

Amostras*	Ferrita (± 2,0%)	Austenita (± 2,0%)	Chi²
320°C/15 min	84,3	15,7	2,54
320°C/30 min	82,4	17,6	2,88
320°C/90 min	78,0	22,0	1,79
320°C/120 min	85,4	14,6	2,65
320°C/180 min	82,6	17,4	3,23
320°C/240 min	87,0	13,0	3,12
370°C/15 min	74,3	25,7	2,96
370°C/30 min	69,0	31,0	2,47
370°C/90 min	69,0	31,0	1,58
370°C/120 min	70,6	29,4	2,80
370°C/180 min	68,6	31,4	2,10
370°C/240 min	73,6	36,4	3,50

Tabela 3: Resultados de propriedades mecânicas da liga nos estados bruto de fusão e após austêmpera a 320 e 370°C, durante 90 minutos.

Condição	LR (MPa)	LE (MPa)	A (%)	EAI (J)	Dureza (HB)
*BF	497	325	17,4	68	153
320°C/90 min	1387	1133	2,8	91	404
370°C/90 min	1113	922	5,6	102	306

LR – Limite de Resistência à Tração; LE – Limite de Escoamento; A – Alongamento; EAI – Energia Absorvida em Impacto. *BF – Bruto de Fusão.

A liga no estado bruto de fusão apresenta propriedades mecânicas próximas à de um nodular de classe 45010 (α + perlita), cujo alongamento situa-se entre 10 e 18%. O alongamento elevado, de 17,4%, pode ser atribuído a diversos fatores, entre eles a alta fração volumétrica de ferrita, ao baixo número de nódulos da matriz, de 87 nódulos/mm² na região central da área útil dos corpos de prova, e pequena quantidade de defeitos (rechupes e porosidades) e carbonetos eutéticos.

Os corpos de prova austemperados durante 90 minutos apresentaram elevadas propriedades mecânicas. A estrutura mais refinada dos corpos de prova austemperados a 320°C resultou, como esperado, em maiores limites de resistência e escoamento, além de alongamento mais baixo, em comparação ao material austemperado a 370°C.

A combinação de resistência e alongamento apresentada pelas ligas austemperadas a 370 e 320°C, permite enquadrar as mesmas, respectivamente, nas classes 3 e 4 da Norma ASTM 897M (EUA), classes GGG120B e GGG140B da Norma VDG (Alemanha) e classes FCD1200-2 e FCD1400-1 da Norma JIS G5503 (Japão). Vale mencionar que os alongamentos encontrados, de 2,8% (LR = 1386,6 MPa) e 5,6% (LR = 1113,2 MPa), respectivamente para as ligas austemperadas a 320 e 370°C, podem ser considerados bastante elevados, sendo superiores aos recomendados pelas Normas. Estes resultados podem ser atribuídos à combinação entre a qualidade da liga no estado bruto de fusão, que apresenta uma quantidade muito pequena de carbonetos eutéticos (de solidificação), e o correto tratamento térmico de austêmpera. Outro fator de grande importância para a obtenção de elevado alongamento é o fato de não se ter observado (ao microscópio óptico com 1000X de aumento e ataque metalográfico de Le Pera) a presença de martensita na microestrutura das ligas.

4. CONCLUSÕES

Com base nos resultados apresentados, as principais conclusões deste estudo são as seguintes:

- 1) A liga no estado bruto de fusão apresentou microestrutura predominante ferrítica, com uma fração volumétrica aproximada de 77% de ferrita. O número de nódulos encontrado na região central da área útil do bloco Y ficou abaixo do desejado. Este resultado pode estar associado à baixa eficiência do inoculante utilizado, que mesmo peneirado apresentou granulometria muito baixa, com partículas menores que 2 mm.
- 2) As amostras austemperadas apresentaram microestrutura totalmente ausferrítica, nas quais não se observou a presença de quantidades significativas de carbonetos eutéticos (de solidificação) ou de regiões com formação de martensita.
- 3) As amostras austemperadas a 320°C apresentaram maiores frações de ferrita acicular que as amostras tratadas a 370°C. Os percentuais de austenita retida variaram entre 13 e 36,4%.
- 5) A estrutura mais refinada dos corpos de prova austemperados a 320°C resultou em maiores limites de resistência e escoamento, além de alongamento mais baixo. Os alongamentos encontrados, de 2,8% (LR = 1386,6 MPa) e 5,6% (LR = 1113,2 MPa), respectivamente para as ligas austemperadas a 320 e 370°C, durante 90 minutos, podem ser considerados bastante elevados, sendo superiores aos recomendados pelas Normas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1996.
2. KEOUGH, J.R. ADI Developments in North America-Revisited 2002. World Conference on ADI. U.S.A, p. 111-122, set 2002.
3. KOVACS, B.V. Austempered Ductile Iron: Fact and Fiction. Modern Casting. p. 38-41, mar 1990.
4. MULLINS, J.D. Ductile Iron Date. Section IV Austempered Ductile Iron. Montreal: SORELMETAL Technical Service, 1990.
5. CARMO, D. J. Ferro Fundido Nodular Austemperado ADI. Itaúna: SENAI, MG, 2001.
6. GOLDBERG, M. et al. A Study of the Machinability of an ASTM Grade 3 Austempered Ductile Iron. World Conference on ADI. U.S.A, p. 83-89, set 2002.
7. 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, p. 70-80, Jan 2001.
8. ALAGARSAMY, Al. Influence of Section Size on Microstructure and Mechanical Properties. Ductile Iron Handbook, U.S.A, p.197-203, 1999.
9. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Ferro Fundido Nodular ou Ferro fundido com Grafita esferoidal. NBR 6916. Rio de Janeiro, 1981.
10. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Materiais Metálicos – Determinação da resistência ao impacto em corpos-de-prova entalhados simplesmente apoiados. NBR 61576. Rio de Janeiro, 1980.
11. GUEDES, L.C. Fragilização por fósforo de ferros fundidos nodulares austemperados. São Paulo, p. 259, Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 1996.
12. LE PERA, F. S. Improved etching technique for the determination of percent martensite in high-strength dual-phase steels. Metallography, v.12, p.263-268, 1979.