

INFLUÊNCIA DO NÚMERO DE NÓDULOS E DO TEOR RESIDUAL DE PERLITA NOS MECANISMOS DE FRATURA DE FERROS FUNDIDOS NODULARES FERRÍTICOS⁽¹⁾

Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro⁽²⁾
Telmo Roberto Strohaecker⁽³⁾

Foi estudado o comportamento à fratura de dois ferros fundidos nodulares ferríticos no estado bruto de fusão, com diferentes números de nódulos e teores residuais de perlita. Eles foram ensaiados em impacto à temperatura ambiente e as superfícies de fratura foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura.

Nos dois ferros nodulares estudados, o mecanismo de fratura atuante foi o de coalescimento de microcavidades, e a fratura ocorreu seguindo os nódulos de grafita, expondo-os em suas cavidades. A liga de menor número de nódulos e maior teor de perlita absorveu uma quantidade de energia no impacto bem inferior à outra, e sua fratura apresentou algumas regiões onde ocorreu clivagem.

Palavras-chave: fratura – mecanismos – nodulares

(1) Contribuição para o V Seminário de Fundição, de 17 a 19 de maio de 2004, em Salvador, BA.

(2) Engenheira Metalurgista, Mestre em Engenharia, Doutoranda no Laboratório de Metalurgia Física - PPGEM - UFRGS.

(3) Engenheiro Metalurgista, Prof. Dr. no Laboratório de Metalurgia Física - PPGEM - UFRGS.

Introdução

Em vista da crescente utilização do ferro fundido nodular, torna-se necessário conhecer os mecanismos atuantes na sua fratura, a fim de prever o comportamento deste em condições de serviço.

O comportamento à fratura dos ferros fundidos nodulares é muito complexo devido à interação entre os nódulos de grafita e a matriz adjacente a eles durante o processo de início e propagação de trincas^(1,2).

Este trabalho teve por objetivo estudar os aspectos microestruturais de fratura de dois ferros fundidos nodulares ferríticos, com diferentes números de nódulos e teores residuais de perlita, no estado bruto de fusão. Para tanto, eles foram ensaiados em impacto à temperatura ambiente e as superfícies de fratura foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura (MEV), e também foram realizadas metalografias ortogonais às superfícies de fratura para o auxílio na caracterização destas.

Geralmente, para a obtenção de ferros fundidos nodulares ferríticos no estado bruto de fusão são controlados a composição química e a microestrutura, de acordo com a espessura da peça. São ainda efetuados tratamentos térmicos de recozimento quando são requeridas propriedades máximas de impacto, pois através destes tratamentos são obtidas estruturas mais homogêneas, isentas de carbonetos eutéticos e com baixas porcentagens de perlita (inferiores a 5%).

Durante o processo de fabricação destes materiais, o tratamento de inoculação é de fundamental importância por aumentar o número de nódulos de grafita, tornando-os, também, mais perfeitos; diminuir a tendência à formação de carbonetos eutéticos; e aumentar a quantidade de ferrita na matriz⁽³⁾.

O silício é um elemento grafitizante na solidificação e diminui a solubilidade do carbono na austenita, levando à obtenção de maiores quantidades de ferrita na microestrutura de ferros fundidos nodulares⁽³⁾. Este elemento possui um duplo efeito nas propriedades de impacto dos ferros fundidos nodulares, porque um maior teor de Si favorece a matriz ferrítica e a ferrita diminui a temperatura de transição e aumenta o patamar de energia no patamar dúctil, mas este elemento também endurece a ferrita por solução sólida, fragilizando-a⁽⁴⁾. Assim, o conteúdo de Si deve ajustar-se de acordo com a seção da peça, para ser o mínimo compatível com uma matriz predominantemente ferrítica⁽⁵⁾.

O fósforo nos ferros fundidos nodulares, durante a solidificação, segrega para regiões de fronteira de células, reduzindo a resistência coesiva dos grãos. O início de trincas frágeis está, conseqüentemente, grandemente associado com as fronteiras de células, e o eutético fosforoso associado com estas regiões parece atuar como um sítio de microtrincas frágeis⁽⁶⁾. De maneira geral, o efeito fragilizante do P não parece ser sensível até teores da ordem de 0,05%, tornando-se mais crítico a partir de 0,08%, em condições de solicitação severa ao impacto⁽⁷⁾.

Com o aumento do número de nódulos, há uma diminuição do valor de energia absorvida no impacto (no patamar dúctil)^(8,9). Isto pode ser explicado pelo mecanismo de iniciação e propagação de trincas, descrito por Eldoky e Voigt⁽¹⁰⁾, que consiste em deformação plástica localizada nas regiões de matriz entre nódulos, resultando em microestricção, formação e coalescimento de microcavidades,

ligações de várias microcavidades formando microtrincas e ligação destas com a trinca principal. Estes fenômenos ocorrem mais facilmente à medida que aumenta o número de nódulos.

Um ferro fundido com maior número de nódulos também apresenta menor temperatura de transição⁽¹¹⁾. Isto pode ser explicado com base no mecanismo de bloqueio de trincas proposto na literatura^(9,12): os nódulos provocam o bloqueio de trincas de clivagem, hipótese sustentada pelo fato de que um ferro fundido nodular apresenta maior tenacidade e menores temperaturas de transição do que um aço fundido com matriz de mesma composição^(9,12-14).

A fratura em ferros fundidos nodulares é dominada por eventos ocorrendo na interface matriz/grafita, que são fortemente influenciados pelas propriedades da matriz. Uma grande zona plástica heterogênea pode ser observada na ponta das trincas. Deformação plástica localizada, microtrincamento e junção de microtrincas podem ser observados em muitos nódulos dentro da zona plástica⁽¹⁵⁾. Deformação e microtrincamento dependem da quantidade de perlita presente na matriz; a ferrita pode desenvolver deformação plástica consideravelmente maior do que a perlita antes que ocorra microtrincamento⁽¹⁶⁾, mas as colônias de perlita oferecem alguma restrição à deformação plástica da ferrita^(17,18).

Procedimento Experimental

As fusões foram efetuadas em forno a indução de média frequência, com capacidade de 18 t. Os tratamentos de nodulização foram realizados em temperaturas entre 1500 e 1530°C, utilizando o processo sandwich, com 1,8% FeSiMg - 1% TR (5-7% Mg), seguidos dos tratamentos de inoculação efetuados na panela de vazamento, com 0,6% FeSiCaAl (70% Si). Para a obtenção do maior número de nódulos, foi efetuada uma inoculação adicional no jato de vazamento, com 0,1% FeSiCaAl.

O metal obtido em cada fusão foi vazado em uma coquilha (para a obtenção da moeda para a análise química), e em blocos em “Y”, de 25 mm de espessura, confeccionados em moldes de areia “pep-set”, de onde foram retirados corpos de prova para a realização dos ensaios de tração e de impacto.

As análises químicas foram realizadas utilizando-se um espectrômetro de emissão ótica (Spectro Lab S).

Efetuiu-se, além dos ensaios de tração e impacto, a determinação da dureza Brinell, com esfera de 5 mm de diâmetro e carga de 750 kgf, em amostras retiradas das extremidades dos corpos de prova de impacto.

Os ensaios de impacto foram realizados em corpos de prova com dimensões 10x10x55 mm, não entalhados, pois estes são mais susceptíveis a variações de teores de perlita na matriz, e ainda, segundo Pelleg⁽¹⁹⁾, o teor de silício presente nestes materiais já atuaria como um entalhe.

A caracterização da microestrutura foi realizada através da contagem do número de nódulos de grafita por unidade de área (n° de nódulos/mm²) e da verificação dos teores de ferrita e perlita na matriz. Também foram realizadas metalografias ortogonais às superfícies de fratura para o auxílio na caracterização destas. As amostras foram retiradas dos corpos de prova de impacto.

As superfícies de fratura dos corpos de prova submetidos aos ensaios de impacto foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura Philips XL20.

Resultados

As composições químicas e microestruturas estão listadas na tabela I.

Os resultados dos ensaios de tração, dureza e impacto são apresentados na tabela II.

	C	Si	P	Mn	Mg	Nº nód/mm ²	% Ferrita	% Perlita
Liga 1	3,44	2,98	0,061	0,17	0,046	116	90	10
Liga 2	3,48	3,03	0,062	0,21	0,047	213	>95	<5

Tabela I: Características das ligas obtidas.

	Lim. de Resist. (MPa) *	Lim. de Esc. (MPa)	Along. (%)	Dureza (HBN)	Energia Abs. Impacto (J) **
Liga 1	502,85	367,94	23	170	98,3
Liga 2	487,16	377,31	27	165	147,3

*média de dois ensaios; **média de três ensaios

Tabela II: Propriedades mecânicas das ligas.

As microestruturas das ligas obtidas podem ser observadas na figura 1. Nota-se a presença de um maior teor de perlita na liga 1, e também um menor número de nódulos.

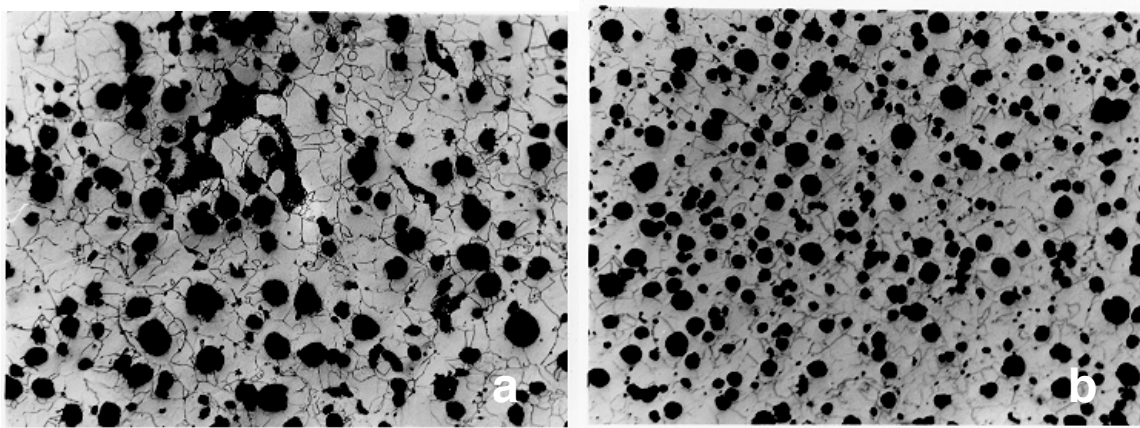


Figura 1. Microestrutura das ligas: (a) liga 1; (b) liga 2. Nital 2%. (100x)

As figuras 2 e 3 apresentam imagens de elétrons secundários da superfície de fratura correspondente à liga 1. Na figura 2 nota-se a ocorrência de fratura transgranular por coalescência de microcavidades, formadas a partir dos nódulos, e ainda a ocorrência de algumas facetas de clivagem associadas a regiões

intercelulares. Na figura 3 é evidenciada a cavidade alongada de um nódulo de grafita, além da deformação plástica excessiva da matriz adjacente a ele.

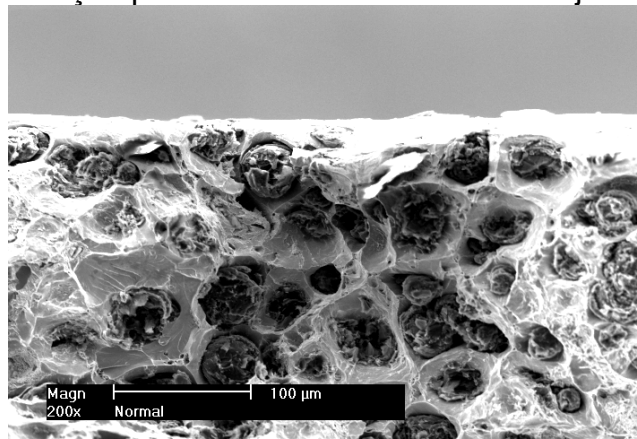


Figura 2. Aspecto geral da superfície de fratura correspondente à liga 1.

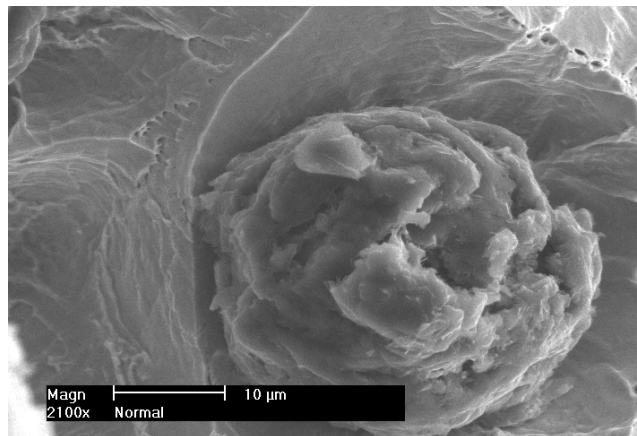


Figura 3. Detalhe da fratura correspondente à liga 1.

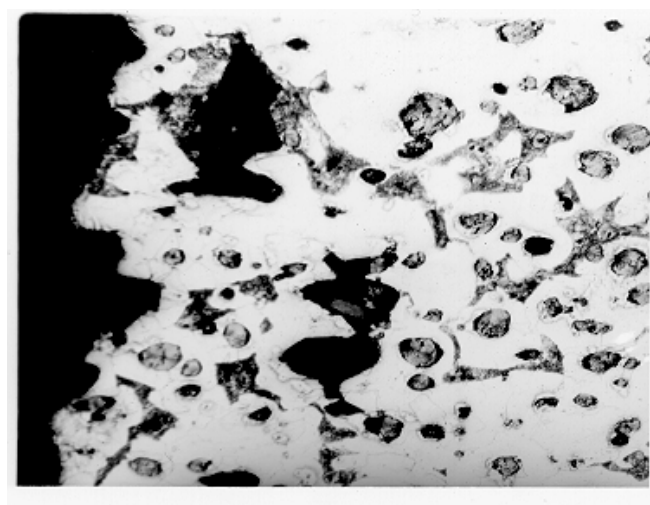


Figura 4. Micrografia ótica da seção ortogonal à fratura da liga 1. Nital 2%. (120x)

A figura 4 apresenta uma micrografia ótica da seção ortogonal à fratura da liga 1. Pode ser notada a decoesão entre interfaces matriz/grafita e a junção de algumas cavidades. Nesta micrografia nota-se, ainda, que a fratura seguiu o caminho dos nódulos, expondo-os em suas cavidades.

As figuras 5 e 6 apresentam imagens de elétrons secundários da superfície de fratura correspondente à liga 2; na figura 5 é observada a presença de microcavidades coalescidas em torno dos nódulos de grafita. Na figura 6 nota-se a formação de cavidades em torno dos nódulos, assim como a formação de microvazios na matriz ferrítica devido a finos precipitados ou microporosidades. Nesta figura é evidenciada, também, a grande deformação plástica da matriz ferrítica durante o processo de fratura.

Na figura 7, que mostra uma micrografia ótica da seção ortogonal à superfície de fratura da liga 2, pode ser notado que a fratura seguiu o caminho dos nódulos. Observam-se ainda as cavidades dos nódulos alongadas (devido à decoesão destes e deformação da ferrita vizinha) e o coalescimento de algumas microcavidades.

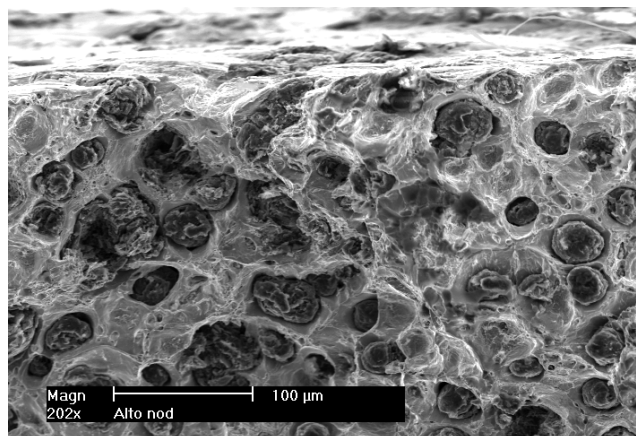


Figura 5. Aspecto geral da superfície de fratura correspondente à liga 2.

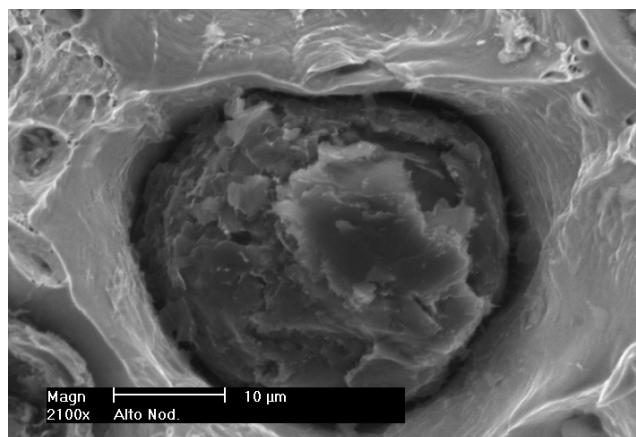


Figura 6. Detalhe da fratura correspondente à liga 2.



Figura 7. Micrografia ótica da seção ortogonal à fratura da liga 2. Nital 2%. (120x)

Discussão dos Resultados

A diferença na quantidade de perlita entre as duas ligas deve-se ao maior número de nódulos (que por sua vez está diretamente relacionado com a inoculação adicional realizada) apresentada pela liga 2, pois com o aumento do número de nódulos tem-se, durante o resfriamento, menores distâncias para a difusão do carbono, tendo-se uma menor quantidade deste elemento na austenita nas regiões próximas às partículas de grafita, o que resulta na formação de maiores porcentagens de ferrita na matriz.

Os dois ferros fundidos nodulares apresentaram elevado valor de energia absorvida no impacto; isto é devido, em parte, aos corpos de prova ensaiados não possuírem entalhe.

A elevada diferença entre a energia absorvida pela liga de maior número de nódulos em comparação à outra não era esperada, mesmo levando-se em consideração os diferentes teores de perlita apresentados por elas, pois segundo a literatura⁽¹²⁾, o estado plástico começa primeiro em materiais de menor espaçamento entre nódulos, em comparação com materiais de maior espaço, ou seja, materiais com menor distância entre nódulos absorvem menor energia do que materiais com maior, pois existe menor distância para o coalescimento de dimples.

Foi observada a decoesão dos nódulos de grafita da matriz, confirmando a atuação destes como concentradores de tensão. A grafita adjacente aos nódulos deformou plasticamente para aliviar a concentração de tensão causada pelos nódulos, levando à formação de cavidades. Estas cavidades ficaram alongadas na direção do esforço, e a ferrita presente entre os nódulos de grafita sofreu grande deformação plástica, até a ocorrência do coalescimento destas cavidades (figuras 2, 3, 5 e 6).

Através da observação das figuras 4 e 7 fica evidente que a fratura destes dois ferros fundidos nodulares se dá por coalescimento de microcavidades, seguindo o caminho dos nódulos, confirmando a atuação dos nódulos como nucleadores de microcavidades, favorecendo um mecanismo de fratura dúctil.

Pode-se dizer que o teor de perlita e o número de nódulos são fatores concorrentes no processo de fratura de ferros nodulares, pois este é dependente

tanto da matriz metálica quanto da forma, tamanho e distribuição dos nódulos. Uma quantidade crescente de perlita na matriz leva à fratura frágil (por clivagem) devido à falta de capacidade desta de deformar plasticamente, levando à formação de microtrincas, o que acarreta em uma baixa energia absorvida no processo de fratura (menor tenacidade); e um maior número de nódulos também leva a uma baixa energia, pois existe menor distância para o coalescimento de dimples. Nas ligas estudadas o teor de perlita na matriz foi o efeito mais importante em relação à energia absorvida, uma vez que a liga de maior teor de perlita absorveu uma quantidade de energia bem inferior ao outro. Se a matriz nas duas ligas fosse a mesma, o resultado seria contrário. Observa-se que apesar da diferença na energia absorvida, o mecanismo de fratura atuante nas duas ligas foi o mesmo.

Conclusões

Com base nos resultados obtidos neste estudo, podem ser citadas as seguintes conclusões:

- O ferro fundido nodular de menor teor de perlita e maior número de nódulos absorveu uma quantidade de energia no impacto superior ao outro nodular, o que mostra que, neste caso, o fator de maior influência na energia absorvida para a fratura foi a quantidade de perlita na matriz, e não o número de nódulos;
- Nos dois ferros nodulares estudados, durante o processo de fratura ocorreu a decoesão dos nódulos da matriz e deformação plástica localizada ao redor dos nódulos. Em ambos, o mecanismo de fratura atuante foi o de coalescimento de microcavidades, e a fratura ocorreu seguindo os caminhos dos nódulos de grafita, expondo-os em suas cavidades.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Tupy Fundições Ltda, pelo fornecimento dos corpos de prova.

Referências Bibliográficas

1. R. C. Voigt. **Fracture of Cast Irons**. 57th World Foundry Congress. Osaka, 23-28 September 1990.
2. R. C. Voigt, L. Eldoky. **Microstructural Aspects of Fracture in Ductile Cast Irons**.
3. M. Kruger, I. Dressel, I. C. Luckow, A. B. S. Santos. **Aspectos Relativos à Fabricação de Peças em Ferro Fundido Nodular Ferrítico**. 2º Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e Materiais. São Paulo, SP. 12-17 out 1997.
4. Iron Castings Handbook, Iron Castings Society, Inc. p. 348-358. 1981.
5. D. Scuoteguazza. **Influência da Composição Química nas Propriedades de Impacto de Ferros Fundidos Nodulares**. Dissertação de Mestrado. PPGEM -

- UFRGS. Porto Alegre. 1986.
6. P. J. Rickards. **Ductile and Brittle Fracture in Ferritic Nodular-Graphite Irons.** JISI. p. 109-196. Mar 1971.
 7. M. Decrop. **The Relationship of Silicon and Phosphorus Content to the Impact Strength of Ductile Iron.** AFS Intl. Cast Metals Journal. v. 4, p. 18-20. Dec 1979.
 8. G. N. J. Gilbert. **Effect of Carbon Content on the Mechanical Properties of Annealed Ferritic Nodular Cast Irons.** BCIRA Journal. v. 12, n. 6, p. 791-807. Nov 1964.
 9. W. S. Pellini, G. Sandoz, H. F. Bishop. **Notch Ductility of Nodular Iron.** Transactions of the ASM. v. 46, p. 418-445. 1954.
 10. L. Eldoky, R. C. Voigt. **Fracture of Ferritic Ductile Cast Iron.** AFS Transactions. v. 94, p. 621-636. 1986.
 11. G. N. J. Gilbert. **Influence of Section Size and Annealing Temperature on Structure and Mechanical Properties of Annealed Ferritic Nodular Irons.** BCIRA Journal. v. 12, n. 5, p. 591-601. Sep 1964.
 12. I. L. Mogford, I. L. Brown, D. Hull. **Fracture of Nodular Cast Iron.** JISI. p. 729-732. July 1967.
 13. A. Sinatora, E. Albertin, H. Goldenstein, J. Vatawuk, R. Fuoco. **Contribuição para o Estudo de Fratura Frágil de Ferros Fundidos Nodulares Ferríticos.** Metalurgia. ABM. v. 42, n. 339, p. 59-63. Fev 1986.
 14. K. E. McKenney, W. L. Bradley, P. C. Gerhardt. **An Evaluation of the Toughness of Ductile Iron vs. Cast Steel Using Modified Charpy Test Specimens.** AFS Transactions. v.92, p. 239-250. 1984.
 15. Voigt. **Fracture of Cast Irons.** 57th World Foundry Congress. Osaka, 23-28 September 1990.
 16. R. C. Voigt, L. M. Eldoky. **Crack Initiation and Propagation in As-Cast and Fully Pearlitic Ductile Cast Irons.** AFS Transactions. V. 94, p. 637-644. 1986.
 17. J. O. T. Adewara, C. R. Loper, Jr. **Effect of Pearlite on Crack Initiation and Propagation in Ductile Iron.** AFS Transactions. v. 84, p. 513-526. 1976.
 18. C. C. M. Petry. **Avaliação das Propriedades de Impacto e dos Mecanismos de Fratura de Ferros Fundidos Nodulares Ferríticos.** Dissertação de Mestrado. PPGEM - UFRGS. Porto Alegre. 1999.
 19. J. Pelleg. **Influence of Silicon on Ductile Cast Iron.** AFS Transactions. v. 71, p. 315-323. 1963.

INFLUENCE OF GRAPHITE NUMBER AND RESIDUAL PEARLITE ON FRACTURE MECHANISMS OF FERRITIC DUCTILE IRONS

Abstract

The fracture microstructural aspects of two as-cast ferritic ductile irons, with different graphite number and residual pearlite, were studied. They were tested in impact and the fracture surfaces were analyzed in scanning electronic microscope.

In both cast irons, the fracture mechanism identified was by void coalescence. The cast iron showing lower graphite number and higher residual pearlite absorbed lower impact energy, and its fracture showed some cleavage.

Key-Words: fracture – mechanisms – ductile irons