



SEQUÊNCIA DO PROCESSO DE FRATURA DE FERRO NODULAR AUSTEMPERADO COM MATRIZ DUAL¹

Hugo dos Santos²
Wilson Luiz Guesser³

Resumo

Este trabalho faz parte de uma linha de pesquisa executada na UDESC, que visa entender e comparar o processo de fratura dos ADI duais, tais como, locais de concentração de deformação plástica e de nucleação de trincas, e caminhos de propagação de trinca. Os mecanismos de fratura de dois tipos de ADI duais com diferentes frações volumétricas de ausferrita foram comparados com o ADI pleno e também com nodular ferrítico recozido. As temperaturas de austenitização intercrítica escolhidas foram 790°C e 820°C, e resultaram em ADI duais com 17 e 85% de ausferrita respectivamente. Os materiais foram austemperados a 360°C por 2h. Verificou-se que para os materiais com predominância de ferrita, a nucleação da trinca ocorreu junto à interface grafita/matriz. Conforme aumentou a fração volumétrica de ausferrita na matriz, a nucleação da trinca tendeu a ocorrer junto à inclusão intercelular e em contornos de célula. Além disso, nos ADI duais, a propagação da trinca e a concentração de deformação plástica ocorreu preferencialmente na ferrita.

Palavras-chave: Nodular austemperado; Matriz dual; Zona crítica; Mecanismo de fratura.

FRACTURE PROCESS OF AUSTEMPERED DUCTILE IRON WITH DUAL MATRIX

Abstract

This work is part of a research project at UDESC, which aims to understand and compare the process of fracture of ADI with dual matrix structure, such as sites of plastic deformation concentration and crack nucleation, and paths of crack propagation. The fracture mechanisms of two types of duals ADI with different ausferrite volume fraction were compared to those of conventional ADI and also with annealed ductile iron. Intercritical austenitising temperatures chosen were 790°C and 820°C, and resulted in dual ADI with 17% and 85% of ausferrite respectively. The materials were austempered at 360°C for 2h. Results showed that for matrix with predominantly ferrite, the nucleation of cracks occurred along the interface graphite/matrix. Increasing the ausferrite volume fraction, the nucleation of cracks tended to occur along the inclusions and intercellular boundaries. Moreover, in dual ADI, the crack propagation and concentration of plastic deformation occurred preferentially in the ferrite.

Key words: Austempered ductile iron (ADI); Dual matrix structure (DMS); Critical zone; Mechanism of fracture.

¹ Contribuição técnica ao 66º Congresso Anual da ABM, 18 a 22 de julho de 2010, São Paulo, SP, Brasil.

² Engenheiro Metalurgista de Processo da Tupy. Mestre em Engenharia pela UDESC.

³ Professor da Universidade do Estado de Santa Catarina (UDESC) e diretor-gerente de Engenharia Metalúrgica da Tupy. Doutor em Engenharia.

1 INTRODUÇÃO

Devido à excelente combinação de resistência mecânica e ductilidade e à flexibilidade do projeto dada pelo processo de fundição, o ferro fundido nodular austemperado tem sido mais atrativo que os aços forjados para a fabricação de vários componentes automobilísticos.⁽¹⁾

Recentemente foi desenvolvido o ferro nodular austemperado com matriz dual, que consiste numa estrutura composta por ferrita proeutetóide + ausferrita. Esta matriz fornece uma boa relação de resistência mecânica, ductilidade e energia a absorção ao impacto, e que é empregada na fabricação de componentes de suspensão. A presença de ferrita na microestrutura favorece a usinabilidade, melhorando um problema de logística entre as indústrias que fazem os processos de fundição, usinagem e tratamento térmico. Além disso, a sensibilidade a defeitos de fundição é diminuída, problema crítico em nodular austemperado convencional.⁽²⁻⁷⁾ Esta microestrutura dual é obtida através da austenitização dentro da zona crítica, região onde a ferrita, a ausferrita e a grafita estão em equilíbrio termodinâmico.

A Figura 1 mostra as propriedades mecânicas do ferro nodular austemperado a partir da zona crítica comparadas com nodulares com diversas matrizes. O ADI dual apresenta resistência típica dos nodulares perlíticos (600 MPa a 900 MPa) com alongamento dos ferríticos (10% a 18%).^(4,5) A grande faixa de propriedades é atingida através da variação da fração volumétrica de ausferrita na microestrutura, que por sua vez depende da temperatura de austenitização intercrítica.

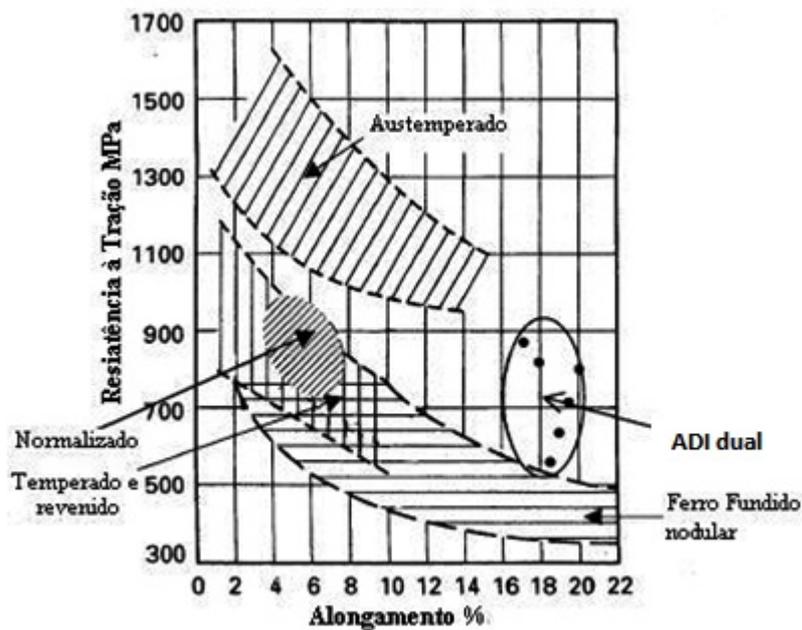


Figura 1 – Comparação de propriedades mecânicas de vários ferros nodulares.⁽⁴⁾

Guesser⁽⁸⁾ estudou o processo de início de formação e propagação de trincas em matriz ferrítica, para corpos de prova entalhados sobre esforços estáticos crescente de compressão. A Figura 2 evidencia a sequência dos eventos do processo de fratura em nodular ferrítico: trincamento do nódulo de grafita ou decoesão da interface grafita/ferrita; formação e crescimento de alvéolos em torno dos nódulos, devido à intensa deformação plástica da ferrita; nucleação de trincas na interface grafita/matriz, perpendicularmente à tensão de tração; propagação das trincas

individuais acompanhado de intensa deformação plástica na matriz; coalescimento das trincas individuais; formação da trinca principal; propagação da trinca principal; ruptura do material.

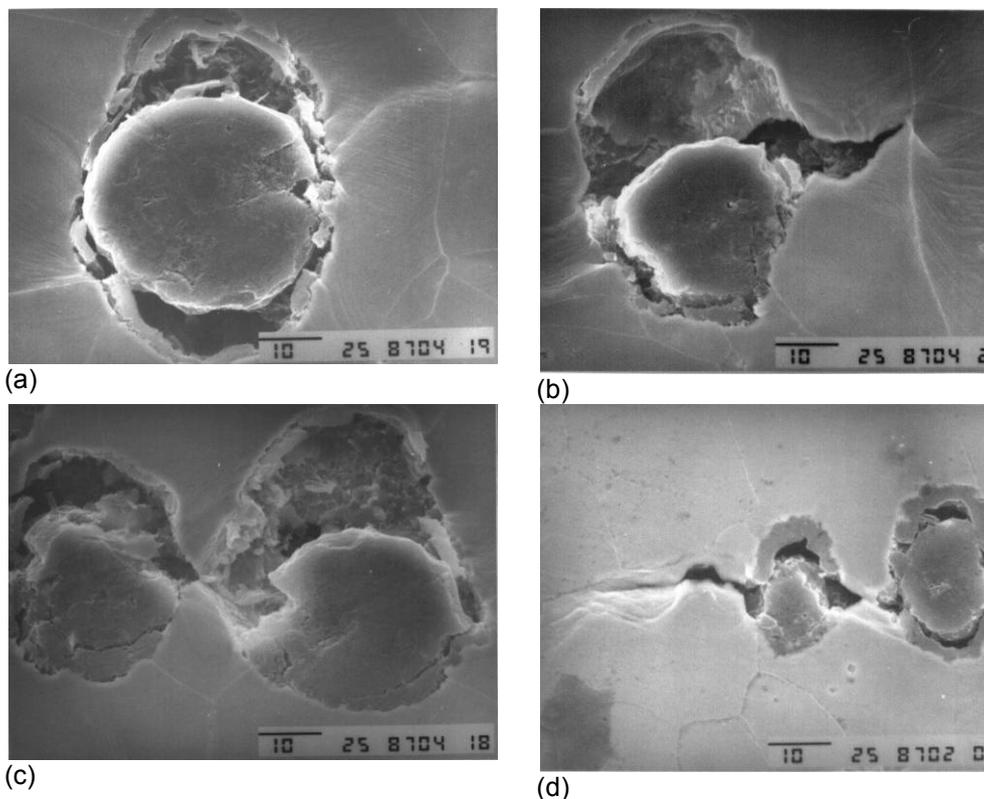


Figura 2 – Sequência de formação e propagação de trincas em ferro fundido nodular ferrítico recozido, 2,5% Si: (a) decoesão do nódulo de grafita, acompanhado de formação de alvéolos ao redor do nódulo; (b) nucleação da trinca na interface grafita/matriz; (c, d) propagação e coalescimento das trincas individuais, associada à intensa deformação plástica.^(8,9)

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O ferro nodular foi fundido em forno comercial de indução a cadinho com frequência de rede. A nodularização foi executada em panela tundish cover com 250 kg de metal e liga Fe-Si-Mg com 6-7% de Mg a 1.450°C. A inoculação foi efetuada na transferência com liga FeSiCaAl. O metal foi vazado a uma temperatura de 1.400°C – 1.450°C em bloco Y produzidos em areia. A composição química é dada na tabela 1. O tratamento térmico de ferritização plena foi utilizado antes de usinar os corpos de prova. A Figura 3 mostra o corpo de prova empregado para estudar os mecanismos de fratura.

Tabela 1 – Composição química de vazamento do ferro fundido nodular empregado no trabalho experimental

Elemento	C	Si	S	Cu	Mo	Mg	Ni
% em peso	3,5	2,8	0,009	0,63	0,21	0,055	1,00

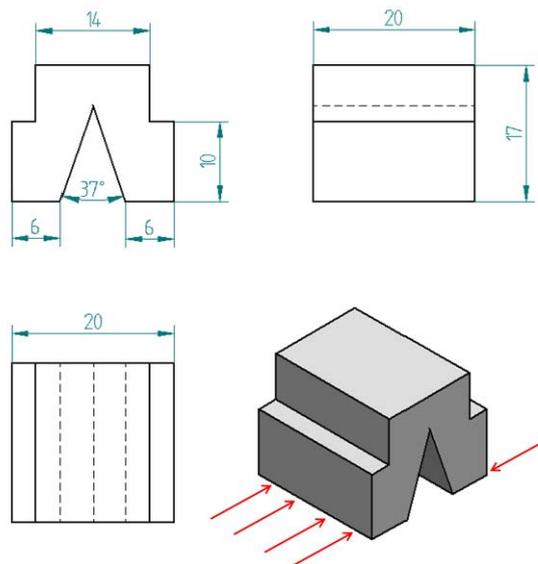


Figura 3 - Foto do corpo de prova para o teste de mecanismo de fratura.

A austenitização dentro da zona crítica foi realizada em temperaturas de 790°C e 820°C, com tempos de 5h. Para a austenitização plena foi empregado tratamento a 900°C por 2h. A etapa de austêmpera foi realizada a 360°C por 2h. Para todos os tratamentos foram empregados banhos de sais. Após a etapa de tratamento térmico, a superfície superior do corpo de prova (Figura 3) foi preparada metalograficamente (lixada, polida e atacada) e depois foram aplicadas forças de compressão na base da amostra com baixa velocidade (velocidade de $50 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$). O mapeamento das forças versus eventos do mecanismo de fratura foi executado com microscopia óptica. Os principais eventos constatados foram a nucleação da trinca e a formação da trinca principal. Cada um desses eventos foi correlacionado com a sua respectiva força de compressão para cada material estudado. Este procedimento era repetido a cada intervalo de 100 kgf até a ruptura do material. Em função dos resultados do mapeamento realizado, foram repetidos alguns ensaios com determinadas força de compressão e analisados em MEV.

3 RESULTADOS

A Figura 4 mostra as micrografias dos dois ADI duais estudados e do ADI pleno. A quantidade de ausferrita era de 17%, 85% e 100%, para as temperaturas de austenitização de 790°C e 820°C e 900°C, respectivamente. Vale ressaltar que a soma de ausferrita e ferrita equivale a 100%.

A Tabela 2 ilustra os resultados de força de compressão correspondente aos eventos de nucleação de trinca e formação da trinca principal, e são também apresentados resultados de dureza e microdureza dos microconstituintes que foram obtidos dos ensaios de mecanismos de fratura.

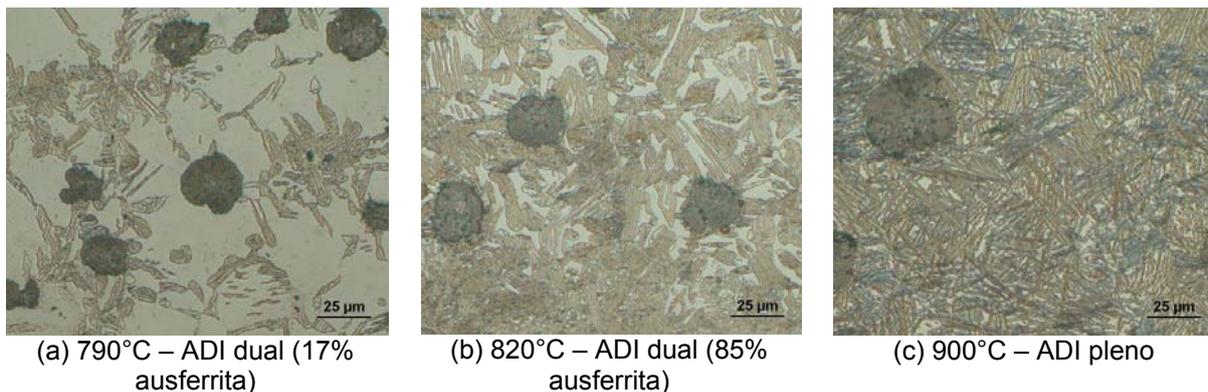


Figura 4 – Microestruturas dos dois ADI duais e do ADI pleno. Nódulo de grafita e matriz composta por ferrita + ausferrita, ou somente por ausferrita.

Tabela 2 – Resultados do ensaio de formação de trincas (corpo de prova da Figura 3) e do ensaio de tração

	Temperatura de austenitização.	790°C	820°C	900°C
C.P. Mecanismos de fratura	% ausferrita (*)	17	85	100
	(F _{NT}) = Força de compressão para nuclear a trinca (kgf)	1200	1900	2000
	(F _{TP}) = Força de compressão para formar a trinca principal (kgf)	2500	3300	4000
	F _{NT} - F _{TP} (kgf)	1300	1400	2000
	Dureza (HB)	214	292	306
	Micro dureza ausferrita (HV) / 50g	446 - 472	440 - 459	423 - 453
C.P. Tração	Micro dureza ferrita / 50g	241 - 243	(**)	-
	L.R. (MPa)	772	1013	1085
	L.E. (MPa)	506	730	791
	A (%)	14,0	10,4	7,5

(*) % de ausferrita + % de ferrita = 100%; (**) não foi possível medir microdureza, devido à região ferrítica ser muito pequena.

3.1 Mecanismo de Fratura do Material com 17% de Ausferrita – (790°C)

A sequência do processo de fratura do ADI dual com predominância de ferrita é: descolamento dos nódulos através do trincamento da interface grafita/matriz ou do próprio nódulo; formação de alvéolos em torno do nódulo; nucleação de trinca junto à interface grafita/matriz; propagação das trincas individuais em regiões ferríticas; coalescimento das trincas individuais; formação da trinca principal; propagação da trinca principal (Figura 5).

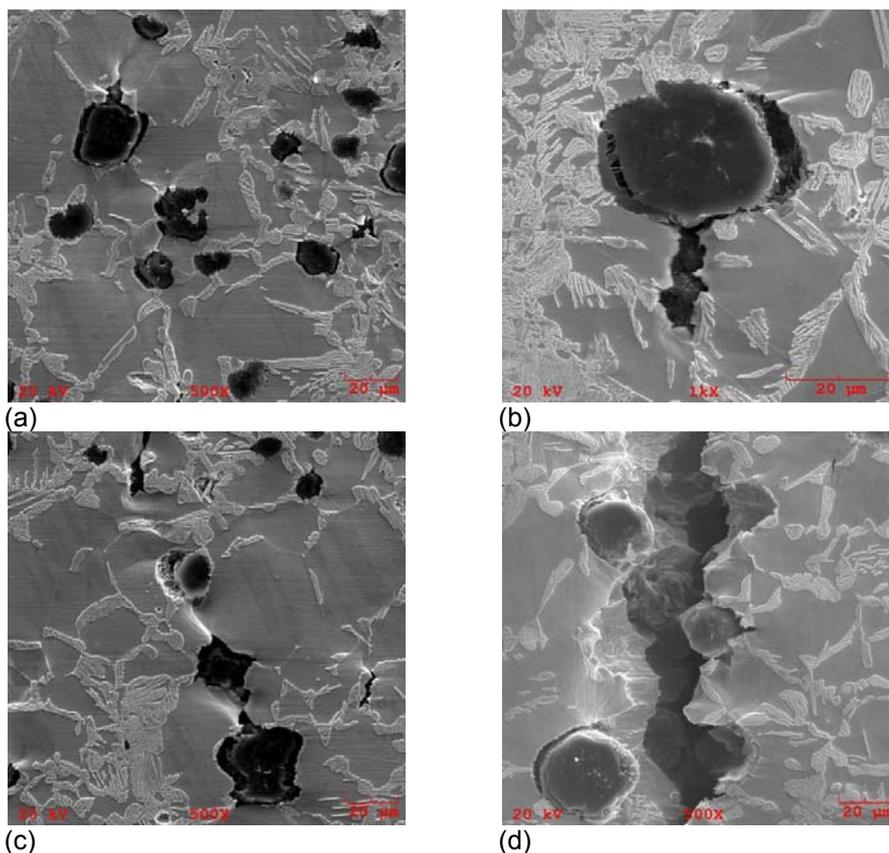


Figura 5 – Sequência do processo de fratura do ADI dual com 17% de ausferrita: (a) decoesão dos nódulos e nucleação da trinca na interface grafita/matriz; (b) formação de trinca em região ferrítica e a partir de alvéolos ao redor dos nódulos; (c) coalescimento das trincas individuais; (d) formação da trinca principal.

3.2 Mecanismo de Fratura do Material com 85% de Ausferrita – (820°C)

A sequência do processo de fratura do ADI dual com predominância de ausferrita é: descolamento dos nódulos através do trincamento da interface grafita/matriz ou do próprio nódulo; formação de alvéolos em torno do nódulo; nucleação de trinca junto à interface grafita/matriz (principalmente) e junto a inclusões intercelulares; propagação das trincas individuais em regiões ferríticas; coalescimento das trincas individuais; formação da trinca principal; propagação da trinca principal (Figura 6)

Apesar de ocorrer nucleação de trincas também junto às inclusões intercelulares (Figura 7), a maioria dos locais de nucleação de trinca foram a partir dos alvéolos ao redor dos nódulos.

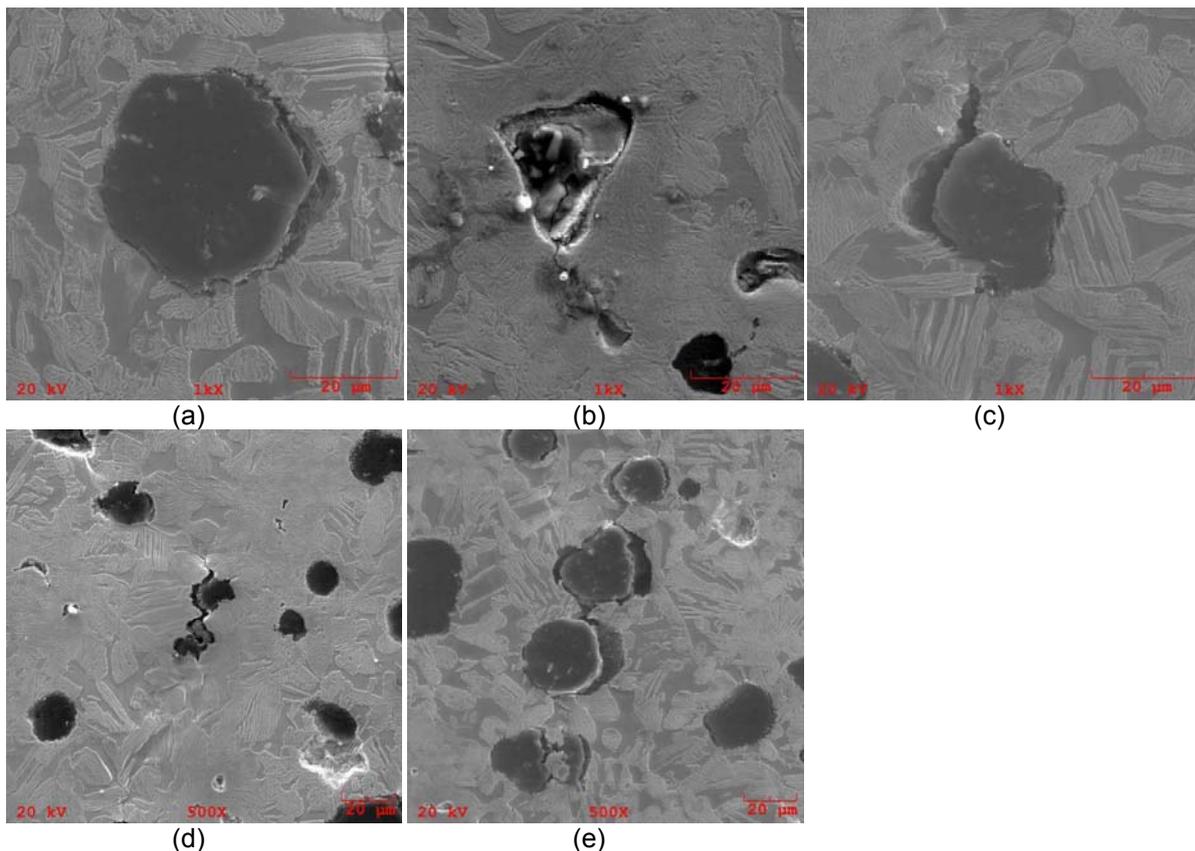


Figura 6 - Sequência de formação e propagação de trincas em ADI dual com 85% de ausferrita. (a) trincamento do nódulo; (b) nucleação de trinca junto à inclusão intercelular; (c) nucleação de trinca junto à interface grafita/matriz; (d) início do processo de propagação e coalescimento das trincas individuais; (e) formação de trinca principal.

3.3 Mecanismo de Fratura do Material com 100% de Ausferrita – (900°C)

A sequência do processo de fratura do ADI pleno é: descolamento dos nódulos associado à deformação plástica na matriz; nucleação de trincas junto às inclusões intercelulares e em contornos de células; nucleação de trincas junto às interfaces grafita/matriz; propagação e coalescimento das trincas individuais; formação da trinca principal; propagação da trinca principal (Figura 8).

O início de trincamento da matriz junto às inclusões intercelulares ocorreu com maior frequência (Figura 8 a), enquanto o trincamento na interface grafita/matriz apenas foi verificado em corpo de prova submetido a grandes níveis de força de compressão.

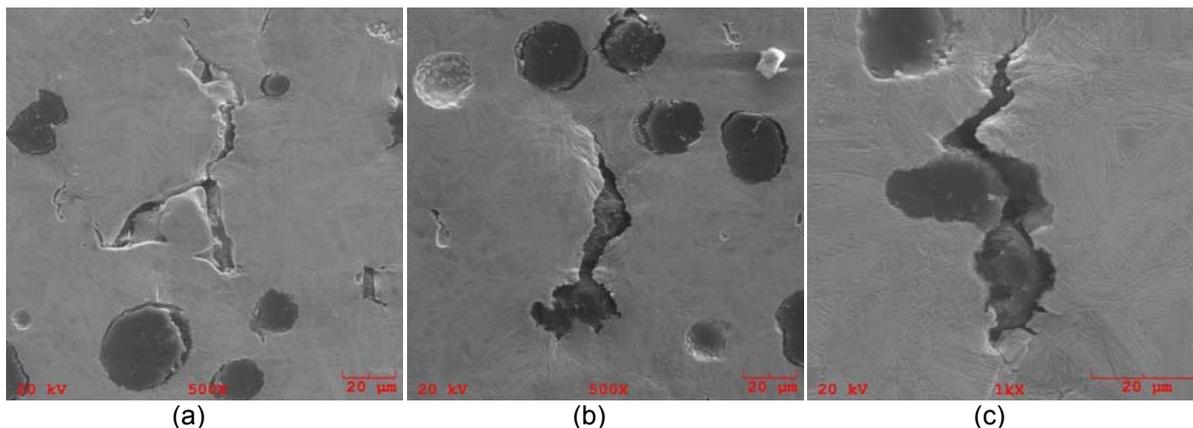


Figura 7 - Sequência de formação e propagação de trincas em ADI pleno. Descolamento dos nódulos da matriz; (a) início de formação de trinca junto à inclusão intercelular; (b) propagação da trinca a partir da interface grafita/matriz, associada à intensa deformação plástica; (c) formação da trinca principal.

4 DISCUSSÃO

O descolamento dos nódulos ocorreu tanto com fratura no nódulo como pela decoesão da interface grafita/matriz. O pré-tratamento térmico de ferritização a que as amostras foram submetidas favoreceu a fratura do nódulo.

A presença do nódulo de grafita atua como concentrador de tensão, promovendo a deformação plástica e a formação de alvéolos em torno do próprio nódulo.

Os materiais com matriz ferrítica, estudados por Guesser,^(8,9) e o ADI dual com predominância de ferrita, apresentaram o início de formação de trincas na interface grafita/matriz. Conforme aumentou a fração volumétrica de ausferrita, ADI dual com 85% de ausferrita e principalmente o ADI pleno, aumentou a ocorrência de nucleação de trincas preferencialmente junto às inclusões intercelulares.

Outra característica que se deve salientar é que durante a austenitização intercrítica, a austenita forma-se inicialmente em contorno de célula, seguindo para contorno de grão ferrítico e interior do grão. Esta austenita transforma-se em ausferrita durante a etapa de austêmpera, deixando o restante como ferrita. Portanto a região intercelular dos ADI duais deste estudo, deve ser composta preferencialmente por ausferrita, já que o tempo de austenitização intercrítica não foi tão baixo (5h).⁽³⁾

Eldoky e Voigt,⁽¹⁰⁾ Voigt, Eldoky e Chiou⁽¹¹⁾ e Voigt⁽¹²⁾ estudaram o mecanismo de fratura de ferro fundido nodular para diversas microestruturas, inclusive para ADI dual variando a distribuição de ferrita e ausferrita da matriz: orla de ferrita em torno do nódulo (*soft eye*); orla de ausferrita em torno do nódulo (*hard eye*). Os autores observaram que quanto maior a resistência da matriz em torno do nódulo, maior é o retardo na nucleação da trinca, ou seja, para ocorrer a nucleação de trinca em materiais mais resistentes, o nível de tensão tem que ser maior, o que também foi verificado no presente trabalho. Voigt⁽¹²⁾ estudou o processo de fratura em matriz ausferrítica plena, mencionando que fases indesejáveis na microestrutura, tal como martensita em contornos de células, podem alterar a sequência do processo de fratura, iniciando-se a trinca nestes locais. Uma diferença entre os materiais estudado neste trabalho e no de Voigt e outros^(11,12) foi a presença de inclusões intercelulares no presente trabalho, típica em ferros fundidos nodulares obtidos em condições industriais.



A análise dos resultados quantitativos e comparativos sobre a força de compressão necessária para que ocorra o fenômeno de nucleação de trinca confirmou o efeito da matriz ausferrítica em retardar a nucleação de trinca (Tabela 2).

O motivo porque os locais de nucleação de trinca apresentados em ADI pleno foram diferentes dos ADI duais estudados é explicado baseado nas seguintes teorias.

A segregação de elementos de liga para contornos de células, que está sendo ilustrada na figura 8a, pode resultar na formação de uma fase frágil, ou simplesmente, representar uma heterogeneidade de composição na matriz. Na primeira suposição, a formação desta fase frágil representaria um local propício à nucleação de trincas. Na segunda hipótese, haveria um gradiente de composição química na ausferrita entre a região próxima ao nódulo e em contorno de célula, fazendo com que a tenacidade e/ou ductilidade da região intercelular seja inferior à da em torno da grafita. Além disso, esta segregação age sinergicamente com o teor de carbono, no retardo da transformação de austenita em ausferrita, conduzindo à formação de pequenas regiões de martensita em contorno de célula. Assim, ambas as hipóteses conduziram à nucleação preferencial de trincas junto a contornos de células.

A influência do teor de carbono dissolvido na austenita primária sobre o potencial termodinâmico do início da reação bainítica é evidenciado na figura 8b. Quanto menor é o teor de carbono na austenita, maior é o potencial termodinâmico para início da reação bainítica, onde os trechos A_2B_2 e A_1B_1 correspondem aos potenciais termodinâmicos da austenita com teores aproximados de carbono de 0,9% e 1,2% respectivamente. Através da Figura 8(a), nota-se que o teor de carbono na região próxima ao nódulo é menor que em contorno de célula. Portanto, para o processo de austêmpera de nodular austenitizado plenamente, a nucleação de ferrita acicular na austenita primária ocorre inicialmente próximo aos nódulos de grafita. Em virtude disso, era de se esperar uma maior quantidade de austenita de alto carbono em região intercelular, a qual pode ou não se transformar em martensita no resfriamento ou por deformação mecânica posterior.

Independentemente se ocorrer a transformação da austenita de alto carbono em martensita, estes dois microconstituintes podem explicar, de forma diferente, o início de formação de trinca em região intercelular. A martensita não revenida é um microconstituente frágil, e sua eventual presença em contorno de célula representa um sítio para nucleação de trincas. Por outro lado, a austenita de alto carbono possui menor limite de escoamento que a ferrita bainítica, de modo que a deformação plástica se concentra nas regiões de austenita de alto carbono nos contornos de célula. Apesar de não ter sido possível identificar experimentalmente estes mecanismos, eles explicariam a localização preferencial de trincas junto a contornos de células para ADIs com alta quantidade de ausferrita.

Além das hipóteses citadas anteriormente para justificar o motivo porque as nucleações de trinca em ADI pleno ocorreram principalmente em regiões intercelulares, pode-se acrescentar a confirmação da presença de inclusões intercelulares, que atuam como concentradores de tensão em matrizes ausferríticas. Porém em materiais com matriz predominantemente ferrítica, a influência das inclusões intercelulares não é primordial, já que as regiões ferríticas em torno dos nódulos concentram a deformação plástica, devido seu baixo limite de escoamento.

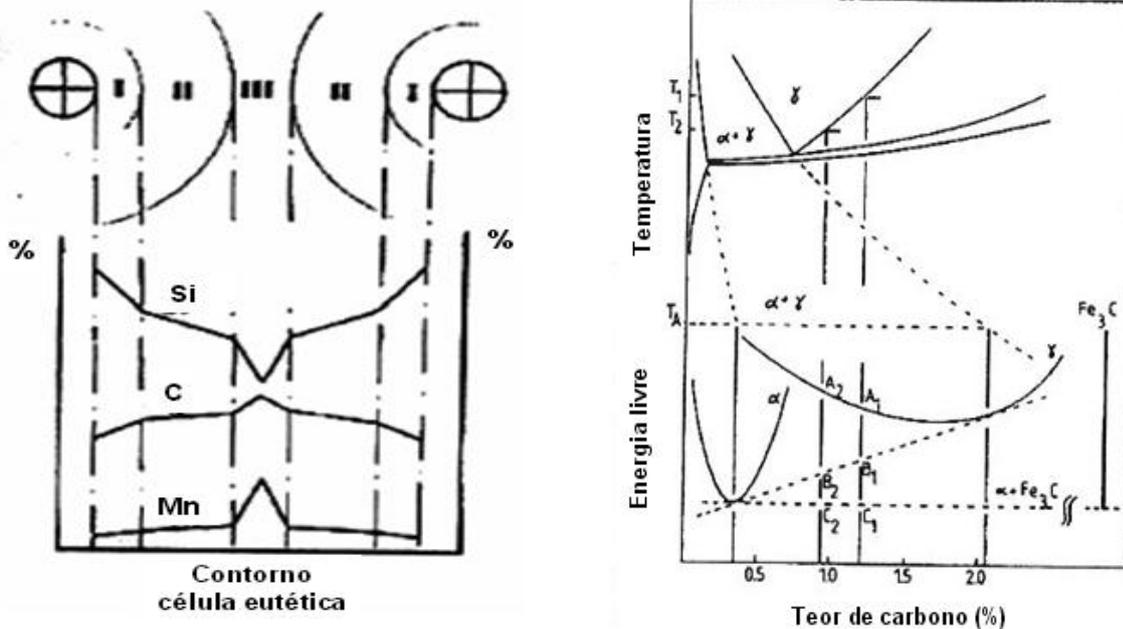


Figura 8 – (a) Representação esquemática da microsegregação do Si, C e Mn na solidificação de ferro fundido nodular [Schissler e Chobaut, 1989 apud Guedes⁽²⁾]. (b) Diagrama Fe-C-Si e curvas de energia livre para as fases ferrita (α), austenita (γ), e cementita (Fe_3C) [Darwish e Elliott, 1993 apud Guedes⁽¹³⁾].

Com relação à propagação das trincas individuais, verificou-se que a propagação das trincas nos ADI duais ocorre preferencialmente através da ferrita. Além disso, a ferrita localiza-se próxima aos nódulos, pois o processo de austenitização intercrítico inicia-se em contorno de célula, seguindo para contorno de grão da ferrita e por último para o interior do grão da ferrita.^(2,3) Em virtude disso, observa-se que a trinca no ADI dual com predominância de ausferrita tem uma característica seletiva e/ou sinuosa (Figura 6 c,d,e), enquanto a trinca no ADI dual com 17% de ausferrita tem aparência similar à ocorrida no nodular ferrítico recozido (Figura 5).

O processo de formação da trinca principal ocorre por propagação e coalescimento das trincas individuais.

Deve-se ressaltar que todos os materiais estudados têm alta tenacidade, já que são formados por microconstituintes de elevada tenacidade, tanto a ferrita como a ausferrita superior formada a 360°C. Isto pode ser observado através das seguintes evidências: resultados quantitativos do ensaio de mecanismos de fratura; a sequência dos eventos do processo de fratura.

Comparando os resultados quantitativos dos ensaios de mecanismos de fratura dos três materiais conclui-se:

- A força de compressão de nucleação da trinca do ADI dual com predominância de ferrita foi de 1.200 kgf, enquanto a do ADI pleno e ADI dual com predominância de ausferrita foram de 2.000 kgf e 1.900 kgf respectivamente. Observa-se que no material com maior quantidade de ferrita, a nucleação da trinca ocorreu com menor força de compressão que nos outros dois materiais estudados, que apresentaram valores equivalentes. A explicação deste fenômeno, para o ADI dual com 17% de ausferrita, está correlacionada a diferenças do limite de escoamento de cada matriz.

- A amplitude do intervalo de força entre os eventos de nucleação de trinca e formação da trinca principal para os ADI duais com 17% e 85% de ausferrita e para o ADI pleno foram de 1.300 kgf, 1.400 kgf e 2.000 kgf respectivamente. Nota-se que os dois ADI duais apresentaram tamanho de intervalo de força similar, enquanto o



ADI pleno apresentou maior amplitude de intervalo. Esta diferença de amplitude de intervalo pode ser devido a presença de ferrita nos dois ADI duais. Em função disso, é de se esperar que os dois ADI duais apresentem capacidade similar de bloquear a propagação das trincas individuais.

A segunda evidência é obtida através das seqüências dos eventos do processo de fratura, e são descritas subdividindo em dois grupos, o primeiro onde o local de nucleação de trinca ocorreu junto a interface grafita/matriz, e o segundo onde o local de nucleação de trinca ocorreu principalmente em regiões intercelulares. Estas duas seqüências serão descritas a seguir.

- Nos dois ADI duais, a seqüência dos eventos do processo de fratura é: decoesão dos nódulos de grafita; deformação plástica na matriz em torno dos nódulos; nucleação de trincas na matriz ferrítica junto ao nódulo de grafita; propagação das trincas individuais através da ferrita, acompanhado de deformação plástica na ferrita; coalescimento das trincas individuais; formação da trinca principal; propagação da trinca principal.

- No ADI pleno, a seqüência dos eventos do processo de fratura é: decoesão dos nódulos de grafita; deformação plástica na matriz; nucleação de trincas na matriz junto às inclusões intercelulares; nucleação de trincas junto às interfaces grafita/matriz, propagação e coalescimento das trincas individuais; formação da trinca principal; propagação da trinca principal.

Ambas as seqüências dos eventos de fratura são característicos de materiais com alta ductilidade.

Outra evidência que comprova a tenacidade destes dois microconstituintes é que, nos ADI duais, a concentração de deformação plástica concentrou-se na ferrita, devido o baixo limite de escoamento deste microconstituente. Entretanto, em ADI pleno, a propagação de trinca está acompanhada de deformação plástica da ausferrita.

5 CONCLUSÃO

A decoesão dos nódulos ocorre tanto com fratura na interface grafita/matriz como na própria grafita.

A nucleação das trincas acontece principalmente na interface grafita/matriz, quando a microestrutura é formada por predominância de ferrita.

Conforme aumenta a fração volumétrica de ausferrita na matriz, aumenta a ocorrência de início de formação de trinca junto às inclusões intercelulares.

Em ADI dual, a concentração de deformação plástica e a propagação da trinca ocorrem preferencialmente na ferrita.

O processo de formação da trinca principal ocorre por propagação e coalescimento das trincas individuais para todos os materiais.

Com relação ao critério quantitativo/comparativo do ensaio de mecanismos de fratura tem-se:

- As forças de compressão necessárias para que ocorra a nucleação da trinca em ADI dual com 85% de ausferrita e ADI pleno foram similares.

- Os dois ADI duais estudados apresentaram amplitudes do intervalo de força entre os eventos de nucleação de trincas e formação da trinca principal equivalentes. Em função disso, acredita-se que os dois ADI duais têm capacidade similares de bloquear a propagação das trincas individuais.



Agradecimentos

À empresa Tupy S.A. por disponibilizar material e estrutura para a realização deste trabalho.

À empresa Bodycote – Brasimet pelo tratamento térmico dos corpos de prova.

À Universidade do Estado de Santa Catarina – UDESC e ao Programa de Pós Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais – PGCEM, pela oportunidade oferecida.

REFERÊNCIAS

- 1 HAYRYNEN, K. L. The production of austempered ductile iron (ADI). World Conference on ADI 2002.
- 2 GUESSER, W. L.; Franco, E.; Lussoli, C.; Costa, C. E. Ferro fundido nodular a partir da zona crítica. ABIFA – CONAF, 22 a 25 de Setembro de 2009.
- 3 LOPES, C. L. Estudo da Influência da Temperatura de Austenitização nas Propriedades Mecânicas do Ferro Nodular Austemperado a Partir da Zona Crítica. Dissertação de Mestrado, UDESC, 2009.
- 4 ARANZABAL, J.; SERRAMOGLIA, G; ROUSIÈRE, D. Development of a new mixed (ferritic-ausferritic) ductile iron for automotive suspension parts. International Journal of Cast Metals Research, Vol. 16, 2003.
- 5 ERDOGAN, M.; KILICLI, V.; DEMIR, B. Transformation characteristics of ductile iron austempered from intercritical austenitizing temperature ranges. Journal of Materials Science, Springer, 2006.
- 6 KILICLI, V.; ERDOGAN, M. Tensile properties of partially austenitised and austempered ductile irons with dual matrix. Materials Science and Technology, Vol. 22, N°8, 2006.
- 7 KOCATEPE, K.; CEREH, M.; ERDOGAN, M. The tensile fracture behavior of intercritically annealed and quenched + tempered ferritic ductile iron with dual matrix structure. Materials and Design 28, 2007.
- 8 GUESSER, W. L. Fragilização por Hidrogênio em Ferros Fundidos Nodulares e Maleáveis Pretos. São Paulo: EPUSP, 1993. Tese de Doutorado.
- 9 GUESSER, W. L. Propriedades mecânicas dos ferros fundidos. Editora: Blucher 1°Ed, 2009.
- 10 ELDOKY, L.; VOIGT, R. C. Fracture of ferritic ductile cast iron. AFS Transaction 1986.
- 11 VOIGT, R. C.; ELDOKY, L. M.; CHIOU, H. S. Fracture of ductile cast iron with dual matrix structure. AFS Transaction 1986.
- 12 VOIGT, R. C. Fracture of cast irons 57th World Foundry Congress, Osaka, 1990.
- 13 GUEDES, L. C. Fragilização por fósforo de ferros fundidos nodulares austemperados. São Paulo: EPUSP, 1996. Tese de Doutorado.