

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-  
PPGEM

Efeitos de Adição de 1% de Cobre nas Propriedades  
Mecânicas de um Ferro Fundido Nodular

Antônio Luiz Souza Melo

Dissertação para obtenção do título de Mestre  
em Engenharia

Porto Alegre  
1999

ESCOLA DE ENGENHARIA  
BIBLIOTECA

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais -  
PPGEM

Efeitos de Adição de 1% de Cobre nas Propriedades  
Mecânicas de um Ferro Fundido Nodular

Antônio Luiz Souza Melo  
Engenheiro

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia

Área de Concentração: Ciência dos Materiais

Porto Alegre  
1999

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração: Ciência dos Materiais e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Pedro Amadeu N. Bernardini

Prof. Dr. Ricardo Diego Torres

Prof. Dr. Afonso Reguly

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker  
Coordenador do PPGEM

## AGRADECIMENTOS

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

A Sociedade Educacional de Santa Catarina – Escola Técnica Tupy pelo fornecimento dos blocos escalonados utilizados no desenvolvimento experimental da tese.

Aos componentes e funcionários do Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS, em especial à Suzi e Ana.

Ao Eng. Marroni, CIENTEC-DETMEC / Laboratório de Metalurgia e Ensaio Mecânicos pela contribuição técnica referente aos ensaios realizados.

## SUMÁRIO

	<b>PÁGINAS</b>
RESUMO. . . . .	XVII
ABSTRACT. . . . .	XVIII
INTRODUÇÃO . . . . .	1
1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA . . . . .	3
2. CARACTERÍSTICAS DE FERROS FUNDIDOS NODULARES .	6
2.1 Composição química dos ferros fundidos nodulares . . . . .	6
2.2 Microestruturas . . . . .	7
2.3 Tratamento de nodularização . . . . .	11
2.4 Tratamento de inoculação. . . . .	11
3. PROPRIEDADES MECÂNICAS . . . . .	12
3.1 Especificação e propriedades dos ferros fundidos nodulares	12
3.2 Ferro fundido nodular de alta liga. . . . .	20
3.3 Tenacidade à fratura . . . . .	23

## PÁGINAS

4.	COBRE COMO ELEMENTO DE LIGA . . . . .	27
5.	PRINCÍPIO DA MECÂNICA DA FRATURA . . . . .	28
6.	MECANISMO DE FRATURA DOS FERRROS FUNDIDOS NODULARES . . . . .	34
6.1	Mecanismo de fratura por fadiga . . . . .	34
6.2	Mecanismo de fratura monôtonica . . . . .	36
7.	METODOLOGIA EXPERIMENTAL - MATERIAIS E MÉTODOS	39
7.1	Aspectos metalúrgico . . . . .	39
8.	RESULTADOS . . . . .	47
8.1	Composição química . . . . .	47
8.2	Exame metalográfico . . . . .	47
8.3	Determinação de dureza Brinell . . . . .	56
8.4	Resultados dos ensaios de tração . . . . .	56
8.5	Resultados de tenacidade à fratura . . . . .	57
8.6	Metalografia ortogonal à fratura( $K_{IC}$ ) . . . . .	63
8.6.1	Amostra 1- sem cobre normalizada . . . . .	64
8.6.2	Amostra 2 - 1% de cobre sem tratamento térmico . . . . .	65
8.6.3	Amostra 3 - sem cobre sem tratamento térmico . . . . .	66
8.6.4	Amostra 4 - 1% de cobre normalizada . . . . .	66
8.7	Análise metalográfica e fractográfica através da microscopia eletrônica. . . . .	67
8.7.1	Amostra 1 - sem cobre normalizada . . . . .	67
8.7.2	Amostra 2 - 1% de cobre sem tratamento térmico . . . . .	69

	<b>PÁGINAS</b>
8.7.3 Amostra 3 - sem cobre sem tratamento térmico . . . . .	70
8.7.4 Amostra 4 - 1% de cobre normalizado.. . . .	72
8.7.5 Análise do espaçamento lamelar . . . . .	74
9. ANÁLISE DOS RESULTADOS . . . . .	77
CONCLUSÕES . . . . .	81
SUGESTÕES . . . . .	83
BIBLIOGRAFIA . . . . .	84
LISTA DE TABELAS . . . . .	VIII
LISTA DE FIGURAS . . . . .	X

## LISTA DE TABELAS

	<b>PÁGINAS</b>
TABELA 1 – Composição típica de um ferro fundido nodular . . . . .	6
TABELA 2 – Efeitos de elementos de liga em ferro fundido . . . . .	10
TABELA 3 – Teores máximos de elementos que degeneram a grafita nos ferros fundidos . . . . .	10
TABELA 4 – Composição e propriedades mecânicas dos tipos comuns de ferros fundidos nodulares . . . . .	14
TABELA 5 – Aplicações e empregos típicos de ferros fundidos nodulares	15
TABELA 6 – Classificação de ferros fundidos nodulares, segundo a ABNT	16
TABELA 7 – Classificação dos ferros fundidos nodulares, segundo a DIN	16

## PÁGINAS

TABELA 8 –	
Especificações e propriedades de ferros fundidos nodulares altamente Ligados . . . . .	22
TABELA 9 –	
Valores de tenacidade à fratura para diferentes ferros fundidos Nodulares . . . . .	23
TABELA 10 –	
Valores médios de dureza Brinell . . . . .	56
TABELA 11 –	
Resultados dos ensaios de tração . . . . .	57
TABELA 12 –	
Resultados de tenacidade à fratura dos ferros fundidos Nodulares . . . . .	58
TABELA 13 –	
Valores de espaçamento lamelar. . . . .	77
TABELA 14 –	
Quadro geral de todas as propriedades analisadas nas amostras do ferro fundido nodular . . . . .	78

## LISTAS DE FIGURAS

	PÁGINAS
FIGURA 1 - Nódulos de grafita . . . . .	8
FIGURA 2 - Steadita na matriz do ferro fundido . . . . .	9
FIGURA 3 - Relação geral entre dureza e propriedades de tração de ferros fundidos nodulares na condição fundida e recozida ou normalizada. . . . .	17
FIGURA 4 - Comportamento típico em ensaio de tração (curva tensão pela deformação). . . . .	18
FIGURA 5 - Curva tensão x deformação para ferros fundidos nodulares para diversos tratamentos térmicos. . . . .	19
FIGURA 6 - Curvas de fadiga. . . . .	24
FIGURA 7 - Comportamento de fadiga em função do % de ferrita	25

## PÁGINAS

FIGURA 8 - Tendência de concentração e de redistribuição de tensões devido a existencia de um defeito em um corpo de prova. . . . .	31
FIGURA 9 - Efeito da espessura do corpo de prova sobre o modo de fratura do material. . . . .	32
FIGURA 10 - Propagação de trinca por fadiga em um ferro fundido nodular. . . . .	36
FIGURA 11 - Forma geral do processo de fratura. . . . .	37
FIGURA 12 - Blocos escalonados fundidos para o estudo do experimental. . . . .	39
FIGURA 13 - Representação esquemática da retirada dos corpos de prova. . . . .	41
FIGURA 14 - Representação esquemática dos corpos de prova escalonados. . . . .	42
FIGURA 15 - Corpo de prova para ensaio de tenacidade à fratura conforme norma ASTM e 399/90 . . . . .	44
FIGURA 16 - Corpo de prova para ensaio de tração conforme norma ASTM A 370/96. . . . .	45

FIGURA 17 - Corpo de prova para ensaio de tração conforme norma ASTM A 370/96. . . . .	46
FIGURA 18 - Amostra 1 - sem cobre normalizada (100x) . . . . .	48
FIGURA 18(a) - Amostra 1 - sem cobre normalizada (100x) . . . . .	48
FIGURA 19 - Amostra 2 - 1 % de cobre/estado bruto (100x). . . . .	48
FIGURA 19(a) - Amostra 2 - 1 % de cobre/estado bruto (100x) . . . . .	48
FIGURA 20 - Amostra 3 - sem cobre sem tratamento térmico (100x)	49
FIGURA 20(a) - Amostra 3 - sem cobre sem tratamento térmico (100x). . . . .	49
FIGURA 21 - 1% de cobre/normalizada. . . . .	49
FIGURA 21(a) - 1% de cobre /normalizada . . . . .	49
FIGURA 22 - Amostra 1 - Matriz perlítica - sem cobre normalizada (100x) . . . . .	50

	<b>PÁGINAS</b>
FIGURA 23 - Amostra 2 - 1% de cobre sem tratamento térmico. Matriz Perlítica (100x) . . . . .	51
FIGURA 24 - Amostra 3 - sem cobre sem tratamento térmico. Perlita e ferrita (100x) . . . . .	52
FIGURA 25 - 1 % de cobre normalizada. Matriz perlítica (200x)	53
FIGURA 26 - Amostra sem cobre normalizada (valor de dureza Vickers de 257,8). . . . .	55
FIGURA 27 - Estrutura totalmente perlítica - 1% de cobre - normalizada (valor micro-dureza Vickers de 473,1)	55
FIGURA 28 - Curva do ensaio de tenacidade para amostra n.º 1 (sem cobre normalizada) . . . . .	59
FIGURA 29 - Amostra1-semcobrenormalizada,caracterizando a fratura com facetas de clivagem . . . . .	59
FIGURA 30 - Curva de ensaio de tenacidade para amostra nº2(1% cobre sem tramento térmico. . . . .	60
FIGURA 31 - Amostra 2 - 1% de cobre sem tratamento térmico mostrando a fratura por clivagem . . . . .	61

FIGURA 32 - Curva do ensaio de tenacidade para amostra nº 3(sem cobre e sem tratamento térmico.. . . . .	61
FIGURA 33 - Amostra 3 - sem cobre sem tratamento térmico,mostrando a fratura por clivagem . . . . .	61
FIGURA 34 - Curva do ensaio de tenacidade para amostra nº4 (1% de cobre normalizada). . . . .	62
FIGURA 35 - Amostra 4 - 1% de cobre com tratamento térmico, mostrando a fratura por clivagem. . . . .	62
FIGURA 36 - Observa-se que não houve descolamento da interface matriz/nódulo. . . . .	64
FIGURA 37 - Observa-se ramificação da trinca principal (200x)	64
FIGURA 38 - Ramificação da trinca principal (100x) . . . . .	65
FIGURA 39 - Observa-se o não descolamento da interface nódulo/ matriz (100x) . . . . .	65
FIGURA 40 - Não houve descolamento da interface nódulo/matriz e não há incidência de trincas secundárias ou ramificações da trinca principal (100x). . . . .	66

FIGURA 41 - Não houve descolamento da interface nódulo/matriz e não há incidências de trincas secundárias ou ramificações da trinca principal . . . . .	67
FIGURA 42 - Amostra 1 - sem cobre normalizada. Propagação da trinca perpendicular às lamelas da perlita . . . . .	68
FIGURA 43 - Amostra 1 - sem cobre normalizada - Facetas de clivagem caracterizando sentido de propagação de trinca até o nódulo, onde a mesma sofre cegamento . . . . .	68
FIGURA 44 - Amostra 2 - 1% de cobre sem tratamento térmico. Ramificações da trinca principal e surgimento de trincas secundárias. . . . .	69
FIGURA 45 - Amostra 2 - 1% de cobre sem tratamento térmico. Linhas de clivagem associadas à direção da trinca no sentido de ser cegada pelo nódulo . . . . .	70
FIGURA 46 - Amostra 3 - sem cobre sem tratamento térmico. Início de uma microtrinca partindo de uma região Intercelular . . . . .	71
FIGURA 47 - Amostra 3 - sem cobre sem tratamento térmico. Facetas de clivagem, indicando o início da microtrinca. A trinca nucleou em uma região intercelular, propagando no sentido de desviar os nódulos . . . . .	71

FIGURA 48 - Amostra 4 - 1% de cobre normalizada. Cegamento de microtrincas associadas a nódulo, partindo de uma região intercelular . . . . .	72
FIGURA 48(a) - Amostra 4 - 1% de cobre normalizada - Facetas de clivagem, indicando o início da microtrinca. A trinca nucleou em uma região intercelular, propagando no sentido de desviar os nódulos . . . . .	73
FIGURA 49 - Amostra 1 - Exemplo de uma amostra empregada para determinar o espaçamento lamelar perlítico -Amostra 1 - sem cobre normalizada . . . . .	74
FIGURA 50 - Amostra 2 - Espaço lamelar perlítico da amostra 2 - 1% de cobre sem tratamento térmico . . . . .	75
FIGURA 51 - Amostra 3 - Espaço lamelar perlítico da amostra 3 - sem cobre sem tratamento térmico . . . . .	75
FIGURA 52 - Amostra 4 - Espaço lamelar perlítico da amostra 4 - 1% de cobre com tratamento térmico . . . . .	76

## RESUMO

O presente trabalho está centrado na avaliação da influência da adição de 1% de cobre na microestrutura e propriedades mecânicas, tanto no estado bruto de fusão quanto estado normalizado de ferros fundidos nodulares hipereutética.

Os corpos de prova foram submetidos a ensaios de tração, dureza, exame micrográfico e ensaio de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ )

Os resultados encontrados permitiram obter um ferro fundido nodular de melhor qualidade, melhores propriedades mecânicas e melhor tenacidade, com a adição de um metal facilmente encontrado no mercado que é o cobre.

Analisaram-se as propriedades mecânicas, a microestrutura, bem como a estrutura micrográfica do espaçamento lamelar, buscando explicar os resultados. Foi observado uma diminuição de espaçamento interlamelar com o emprego do cobre, bem como dos tamanhos das colônias perlíticas, propiciando um aumento da tenacidade e resistência mecânica. Também, após a normalização, foi destacada a ação do cobre no refinamento da estrutura.

## **A B S T R A C T**

The present work is centered on the influence of 1 w.t.% Cu addition on the microstructure and mechanical properties of hypereutectic nodular cast iron in the as cast and normalized conditions. Specimens were subjected to the following tests: tension, hardness, fracture toughness tests also including micrographic and fractographic evaluation.

Results indicated that a nodular cast iron with enhanced mechanical properties (tensile strength and fracture toughness) can be obtained with the addition of copper.

The better performance of the nodular cast iron with copper addition was due to a decrease in the interlamellar spacing as well as a smaller pearlitic colony size, which leads to an increase in the toughness and mechanical resistance. Normalized specimens with copper addition also showed an outstanding pearlite refinement.

## INTRODUÇÃO

O presente trabalho visa avaliar a influência da adição de 1% em peso de cobre na microestrutura e propriedades mecânicas obtidas em um ferro fundido nodular no estado bruto de fusão e quando tratado termicamente. Será abordada a aplicação da Mecânica da Fratura nos estudos de tenacidade do ferro fundido nodular, tendo em vista que o mesmo é utilizado em aplicações de maior responsabilidade, sendo importante sua tenacidade. Antes do desenvolvimento dos ferros fundidos nodulares empregavam-se longos tratamentos térmicos de recozimento de ferros fundidos brancos, visando torná-los mais dúcteis, surgindo a classe dos ferros fundidos maleáveis.

Já nos ferros fundidos nodulares obtém-se a forma da grafita esferoidal diretamente da fundição através do emprego de elementos incentivadores da esferoidização da grafita. Isso permite a obtenção de um ferro fundido de tenacidade superior a das outras classes com propriedades mecânicas que podem ser amplamente alteradas através de tratamentos térmicos.

Além disso, a adição de elementos de liga propiciam alterações (modificações da microestrutura) já diretamente da fundição e melhoram a eficiência dos tratamentos térmicos.

Nesse trabalho para avaliar as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular, foi estudado o efeito da adição de 1% em peso de cobre, que além de propiciar um refino microestrutural, atua como elemento grafitizante(1) favorecendo a solidificação, segundo o diagrama de equilíbrio estável, provavelmente através da elevação de temperatura(1,2) do eutético austenita - grafita.

O objetivo deste trabalho é o de verificar os efeitos da adição de 1% em peso de cobre na microestrutura e propriedades mecânicas de ferro fundidos nodulares hipereutéticos no estado bruto e no estado normalizado utilizando para isso, a Mecânica da Fratura. O advento da Mecânica da Fratura, que busca a avaliação das propriedades de tenacidade sob condições críticas, considerando a presença de defeitos no componente, propicia uma melhor caracterização da tenacidade dos materiais.

## 1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Foi realizada uma revisão bibliográfica seguida da descrição detalhada dos métodos empregados e dos resultados obtidos. Na revisão bibliográfica deu-se ênfase a alguns aspectos importantes dos ferros fundidos nodulares; a aplicação do método utilizado em determinar as variáveis e comportamento do mesmo, com injeção ou não de cobre; com tratamento térmico ou não; enfim, uma análise envolvendo propriedades mecânicas ao que se refere ao comportamento em fratura do material e aspectos que influenciam à tenacidade do material.

Para De Sy (1), o comportamento grafitizante do cobre pode estar associado, pelo menos em parte, a arranjos de átomos pré-formados no banho metálico que atuam como centros efetivos para a nucleação de grafita. Os efeitos do cobre na morfologia da grafita parecem estar condicionados ao teor utilizado, as impurezas presentes nas matérias-primas e a velocidade de extração de calor pelo molde. Trabalhos antigos afirmavam que adições de cobre (principalmente em elevados teores) tenderiam a degenerar a grafita. Sabe-se que pequenos teores de Ti, Se, Te, Pb, Bi e Sb provocam a degeneração da grafita em ferros fundidos nodulares não ligados (3,4,5), mas na ausência desses elementos, teores de cobre de até 3% não tem influência deletéria na morfologia da grafita. Quando, todavia, essas impurezas estão presentes, notadamente o titânio, o cobre, tende a acentuar esse efeito (6,7). Porém, adicionando-se cério, de

modo a atingir teores residuais da ordem de 0,005% pode-se neutralizar esse efeito (6). Outros trabalhos (8,9,10) mostram que adições de cobre em até 2%, melhoram a forma e a distribuição dos nódulos de grafita. A adição de 0,7% de cobre eleva o limite de resistência de 500 para 700 MPa em ligas contendo 3,5 % a 3,8% de carbono(11).

Baruch et al(8) constatou que a adição de 2% em peso de cobre em um ferro fundido nodular de composição eutética permite a elevação do limite de resistência de 500 para 800 MPa. O aumento das propriedades mecânicas deve-se, principalmente, ao acréscimo da porcentagem de perlita e ao endurecimento da ferrita. O comportamento perlitizante do cobre em ferros fundidos cinzentos e nodulares, ressaltados amplamente na literatura (1,2,5,6,7,8,10,12), deve-se ao fato desse elemento retardar ou evitar a formação direta de ferrita nas transformações no estado sólido. Esse efeito tanto pode estar ligado à diminuição da velocidade de difusão do carbono na austenita (1), quanto a uma diminuição da temperatura eutetóide e da velocidade de transformação (1,2,6), uma vez que o cobre é estabilizador da austenita. Os efeitos da adição do cobre, por não ser esse elemento um formador de carbonetos e por possuir pequena solubilidade na grafita e na cementita, baseiam-se possivelmente em alterações das propriedades mecânicas da ferrita livre e da ferrita da perlita, principalmente através do mecanismo de endurecimento por solução sólida (1,2). Outra explicação para o aumento de resistência, observado nos ferros fundidos nodulares, seria a formação de um precipitado rico em cobre, desde que esse precipitado não se formasse em contornos de células. De fato para pequenas adições de cobre, esse precipitado normalmente não se forma, porém para teores superiores a 3%, pode ocorrer sua formação no estado bruto (6,7,13). Em ferros fundidos nodulares, contendo mais de 0,5% em peso de cobre, observou-se a formação de um precipitado secundário

quando se efetuava o tratamento de ferritização(9). A formação desse precipitado elevava as propriedades mecânicas do material (9).

Para Gilbert (9), o acréscimo que se pode obter nas propriedades mecânicas de ferros fundidos nodulares perlíticos, através da adição de elementos de liga, é limitado pela elevação de temperatura de transição frágil-dútil. Esse autor não encontrou evidências de que adições de cobre provocassem alterações de temperatura de transição em ferro fundidos nodulares perlíticos, quer esses fossem obtidos no estado bruto de fusão, quer após um tratamento de normalização. Isso poderia explicar os elevados resultados de limite de resistência à tração associados a alongamento ainda relativamente altos que podem ser obtidos com adições de cobre. No caso de se utilizar elementos de liga como: Si, Ni ou Mn, isto não ocorre, pois se tem uma elevação da temperatura de transição frágil – dútil (9).

Fez-se, também, uma revisão sobre a mecânica da fratura linear elástica, nucleação e propagação de trincas em nodulares com 1% de cobre no estado bruto e normalizado, bem como, sem cobre no estado bruto e normalizado.

Nesse trabalho ficou comprovado o refinamento da estrutura com a adição de cobre, com efeito notável nos corpos de prova após terem sido tratados termicamente. O emprego da mecânica da fratura mostrou-se adequada para a caracterização das diferentes condições do material estudado.

## 2. CARACTERÍSTICAS DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES

### 2.1 - Composição química do ferro fundido nodular

O ferro fundido nodular, também chamado de ferro fundido dúctil, caracteriza-se por excelente resistência mecânica, tenacidade e ductilidade em relação aos demais ferros fundidos. A composição química típica de um ferro fundido nodular é apresentada na Tabela 1(16).

**Tabela 1** - Composição típica de um ferro fundido nodular (16)

Elementos	C	Si	Mn	S	P
Composição química (%)	3,0 - 4,0	1,8 - 2,8	0,10 - 1,0	0,01 - 0,03	0,01 - 0,10

O teor de carbono dos nodulares comerciais está entre 3,0% e 4,0%. O carbono associado com outros elementos, como Si, Cu e Mn, regem o tipo de microestrutura presente o que definirá as propriedades mecânicas. Para evitar contração e proporcionar grande número de nódulos, usa - se o teor de carbono entre 3,6% e 3,8%, contribuindo, ainda, para uma boa fluidez do líquido

O Si com teores entre 2,0% e 3,0% atua como forte grafítizante, facilitando a formação da ferrita. Ele tem a função de aumentar a

resistência ao impacto em baixas temperaturas e, com teores de 3,0 %, aumenta a resistência mecânica a quente.

O S dificulta o processo de nodularização, pois consome o nodularizante mediante a formação de sulfeto de magnésio, tornando - se necessário o uso de ferros base de baixo enxofre, ou seja, abaixo de 0,030%. O ideal para uma boa esferoidização é limitar o S para teores em torno de 0,010%.

O Mn estabiliza a perlita. Não se deve deixar o teor deste abaixo de 0,40%, pois poderá influenciar nas propriedades de ductilidade. Teores entre 0,50 a 0,80% são suficientes para estabilizar a perlita no caso de se desejar ferros fundidos nodulares de maior resistência.

Existem elementos que propiciam a formação da matriz desejada já no estado bruto de fusão, ou seja, ferrita (Si) ou perlita (Cu e Mn) ou, ainda, elementos que propiciem a formação de estruturas de tratamento térmico, como a bainita (Ni e Mo)(14).

## **2.2 - Microestruturas**

O tipo de matriz dita as propriedades mecânicas de componentes resultando em maior ou menor ductilidade, resistência, dureza e tenacidade. A grafita no ferro fundido nodular apresenta-se na forma esferoidal, como exemplo, Figura 1.

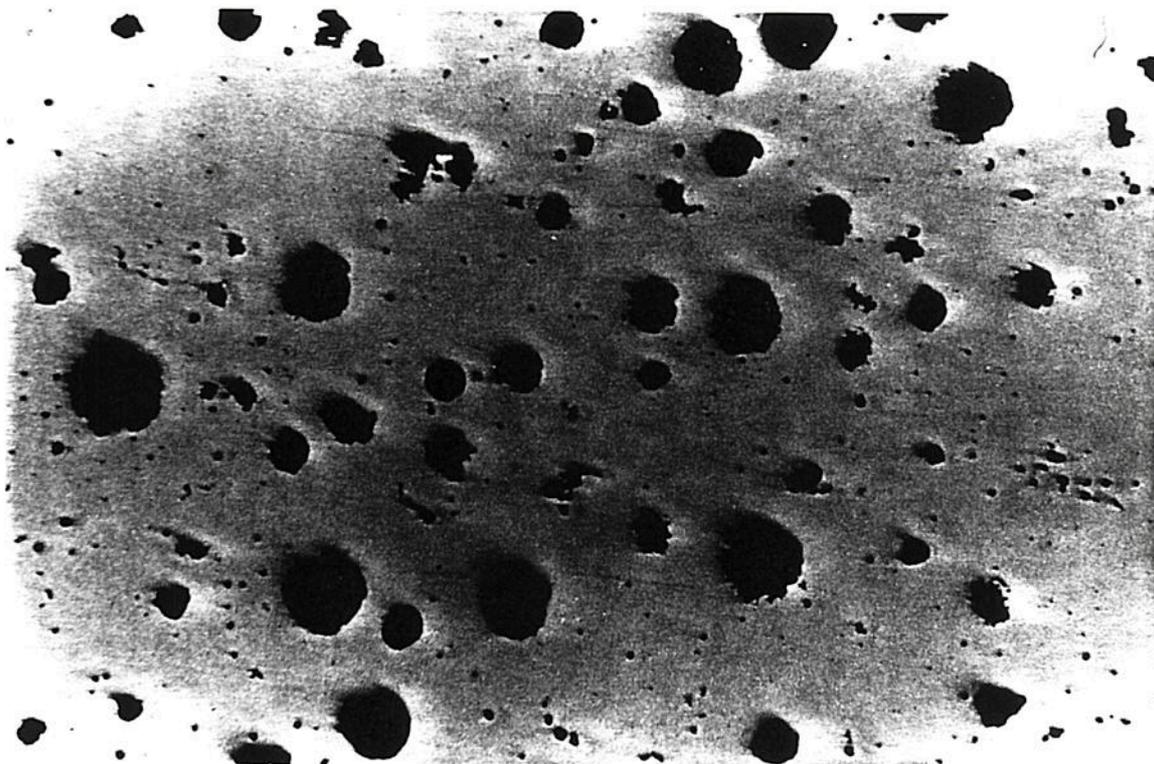
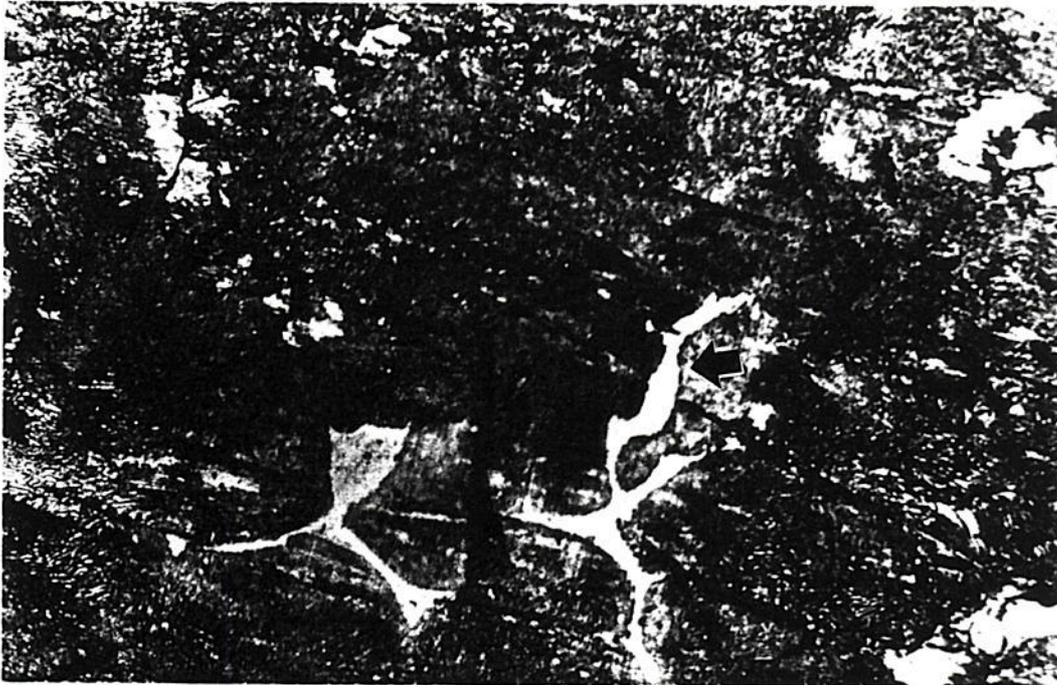


Figura 1 - Nódulos de grafita (100x)

100µm

Ainda pode ocorrer na microestrutura de um ferro fundido um microconstituente denominado steadita, oriundo de um percentual de fósforo superior a 0,050%. O fósforo forma com o ferro e o carbono, um composto de natureza eutética (carboneto de ferro - fosfeto de ferro) de aparência branca e perfurada. Possui elevada dureza, mas diminui a tenacidade (Figura 2).



20 $\mu$ m

**Figura 2** - Steadita na matriz do ferro fundido (200 x)

Existem, ainda elementos de liga que modificam a microestrutura do ferro fundido nodular, propiciando certos efeitos durante a solidificação e durante a reação eutetóide. Na Tabela 2 são apresentados alguns elementos e seus efeitos microestruturais.

**Tabela 2 -** Efeitos de elementos de ligas em ferro fundido (16)

Elemento	Efeitos durante a solidificação	Efeitos durante a reação eutetoide
Alumínio	Forte grafitizante	Promove a formação de ferrita e grafita
Antimônio	Nas quantidades usadas pequenos efeitos	Forte estabilizador de perlita
Boro acima de 1,5%	Estabilizador de carbonetos	Forte tendência a retenção da perlita
Boro até 1,5%	Forte tendência a carbonetos	Promove a formação de grafita
Cromo	Forma carbonetos complexo	Forte tendência à formação de perlita
Cobre	Grafitizante fraco	Promove à formação de perlita
Manganês	Fraca tendência a carbonetos	Formador de perlita
Molibdênio	Fraca tendência a carbonetos	Forte formador de perlita
Níquel	Grafitizante	Fracamente promotor de perlita
Silício	Forte grafitizante	Promove a formação de ferrita e grafita
Estanho	Pequeno efeito na quantidade usada	Forte tendência à retenção de perlita
Titânio até 0,25%	Grafitizante	Forte formador da perlita
Vanádio	Forte tendência a carbonetos	Forte formador de perlita
Telúrio	Forte tendência a carbonetos mas não estabilizadora	Muito fraco estabilizador da perlita

Alguns elementos prejudicam à formação de grafita esferoidal, abaixo a porcentagem tolerada.

**Tabela 3 -** Teores máximos de elementos que degeneram a grafita nos ferros fundidos (16)

Elementos	Al	Sb	As	Bi	Cu	Se	Te	Sn	Ti	Zr
Percentual (%)	0,100	0,002	0,002	0,002	3,000	0,30	0,020	0,150	0,100	0,100

### **2.3 - Tratamento de Nodularização**

O tratamento de nodularização tem como objetivo a mudança da forma da grafita fazendo com elas passem da forma lamelar para nodular. O elemento utilizado como agente nodularizante é o Mg na forma de ligas de ferro, contendo Si e Ce. Para a esferoidização da grafita com um bom rendimento de Mg, visando menores custos, é necessário que o líquido tenha baixo enxofre, evitando a perda do Mg com a formação de sulfeto de magnésio. O teor residual do elemento nodularizante (Mg) deve ficar na faixa de 0,03 à 0,05%.

### **2.4 - Tratamento de Inoculação**

O tratamento de inoculação tem como objetivo o aumento dos sítios de nucleação durante o processo de solidificação, propiciando a formação da grafita antes da cementita (14). A liga utilizada para proceder com a inoculação é (Fe - Si) 85% com cálcio e alumínio entre 0,50% - 0,15%.

A forma inadequada da grafita durante a solidificação pode dar lugar a tensões ou trincas a quente. Com a formação antecipada da grafita, ocorre uma expansão que caso seja bem estudada e compreendida, pode compensar os efeitos da contração que ocorre naturalmente quando uma liga metálica solidifica.

### **3. PROPRIEDADES MECÂNICAS**

Os ferro fundidos nodulares apresentam boa ductilidade, tenacidade e resistência mecânica. O limite de escoamento é superior aos valores apresentados pelos ferros fundidos cinzentos, maleáveis e mesmo alguns aços comuns (16).

#### **3.1 - Especificações e propriedades do ferro fundido nodular**

A Tabela 4 indica as composições e propriedades de classes de ferros fundidos nodulares, segundo especificações da ASTM, ASME e SAE (16).

A Tabela 5 indica as aplicações gerais e empregos típicos desses materiais. A ABNT, pela sua especificação P - EB-585, classifica os ferros fundidos nodulares, que designados como ferros fundidos nodulares com grafita esferoidal, conforme mostra a Tabela 6 (16).

O tipo mais utilizado em construção mecânica é o FE-5007. As propriedades indicadas correspondem ao estado bruto de fusão.

Os tipos FE-4212 e FE-6002 são igualmente muito usados; o primeiro contém menos Mn e mais Si que o segundo. Este, contém, pois, maior quantidade de Mn ou, preferencialmente, pequenas adições de Sn e Cu.

Os tipos FE-3817 e FE-3817RI são tratados termicamente, por recozimento, que garantem estrutura ferrítica.

O tipo FE-7002 é normalizado ou temperado e revenido e contém elementos de liga com o propósito de aumentar a temperabilidade ou facilitar a estrutura perlítica. A Norma DIN-1693 classifica os ferros fundidos nodulares conforme indicado na Tabela 7 (16) que apresenta, também, as características mecânicas mais importantes.

**Tabela 4 - Composição e propriedades mecânicas dos tipos comuns de ferros fundidos nodulares (16)**

Especificação Nº	Classe	Composição					Natureza	Propriedades mecânicas			
		C <sub>T</sub>	Si	Mn	P	S		Dureza Brinell	Resist. tração kgf/mm <sup>2</sup> (MPa)	Limite escoamento kgf/mm <sup>2</sup> (MPa)	Alongamento em 50 mm (%)
ASTM A 395 ASME SA 395	60-40-18	3,0 min.	2,50 max.	-	0,08 max.	-	Ferrítica; recozida	143-187	42,0 (410)	28,0 (270)	18
ASTM A 476 SAE AMS 5316	80-60-03	3,0 min.	3,0 max.	-	0,08 max.	0,05 max.	Fundida	201 min.	56,0 (550)	42,0 (410)	3
ASTM A 536	60-40-18 65-45-12 80-55-06 100-70-03 120-90-02	Composição química especificada mediante acordo mútuo entre produtor e consumidor					Ferrítica: pode ser recozida Principalmente ferrítica Ferrítica-perlítica Principalmente perlítica Martensítica temperada em óleo e revenida	- - - -	42,0 (410) 45,5 (445) 56,0 (550) 70,0 (690) 84,0 (820)	28,0 (270) 31,5 (305) 38,5 (375) 49,0 (480) 63,0 (620)	18 12 6 3 2
SAE J 434	D 4018 D 4512 D 5506 D 7003 DQ & T	3-20-4,10	1,80-3,00	0,10-1,00	0,015-0,10	0,005-0,035	Ferrítica Ferrítica perlítica Ferrítica perlítica Perlítica Martensítica	170 max. - 156-217 187-255 241-302 - Especificadas entre produtor e consumidor, compatíveis com dureza.	42,0 (410) 45,5 (445) 56,0 (550) 70,0 (690)	28,0 (270) 31,5 (305) 38,5 (375) 49,0 (480)	18 12 6 3

NOTA - Os números indicativos das classes conforme especialização ASMT referem-se a valores de resistência à tração, limite de escoamento (em milhares de libras por polegadas quadradas) e alongamento (em %).

**Tabela 5 - Aplicação e empregos típicos de ferros fundidos nodulares**

Especificação nº	Classe	Usos gerais	Aplicações típicas
ASTM A 395 ASME AS 395	60-40-18	Componentes para pressão para emprego a altas temperaturas.	Válvulas e aplicações para equipamentos de vapor e da indústria.
ASTM A 476 SAE AMS 5316	80-60-03	Equipamentos de fábricas de papel, até temperaturas de 230°C.	Cilindros de secagens de fábricas de papel.
ASTM A 536	60-40-18	Partes para resistência ao choque; serviços para baixas temperaturas.	Válvulas e corpos de bombas de pressão.
	65-45-12	Serviços gerais.	Componentes de máquinas sujeitos a cargas de choque e fadiga.
	80-55-06	Serviços gerais.	Virabrequins, engrenagens e rolamentos
	100-70-03	Melhor combinação de resistência mecânica e ao desgaste e à têmpera superficial.	Engrenagens e componentes de máquinas para suportar elevados esforços.
	120-90-02	Mais elevadas resistência mecânica e ao desgaste.	Pinhões, engrenagens, rolamentos, etc..
SAE J 434	D 4018 D 4512	Componentes mecânicos sob cargas moderadas exigindo boas ductilidade e usinabilidade	Articulações de direção. Calibres de freios a disco.
	D 5506	Componentes sujeitos a tensões elevadas, exigindo boa tenacidade.	Virabrequins
	D 7003	Componentes sujeitos a tensões elevadas, exigindo muito boa resistência ao desgaste e reação ao endurecimento parcial.	Engrenagens
	DQ & T	Componentes sujeitos a tensões elevadas, exigindo uniformidade de microestrutura e controle rigoroso de propriedades.	Braços de balanço.

Tabela 6 - Classificação de ferros fundidos nodulares, segundo a ABNT (16).

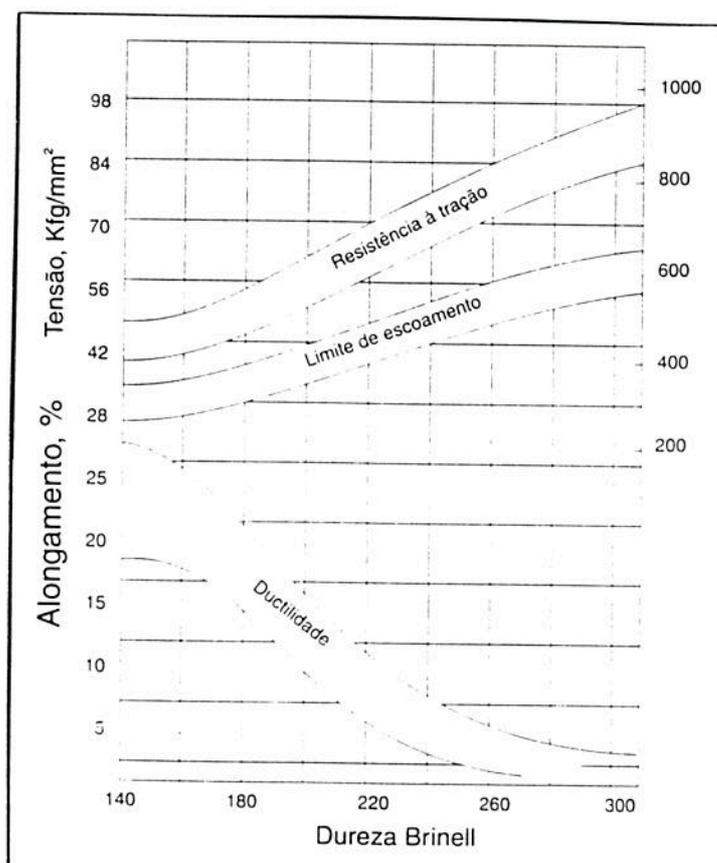
Classe	Limite de resistência à tração, min. (kgf/mm <sup>2</sup> ) (MPa)	Limite de escoamento (0,2%) min. (kgf/mm <sup>2</sup> ) (MPa)	Alongamento (5d)	Faixa de dureza aproximada (Brinelli)	Estruturas predominantes
FE3817	38,0(370)	24,0(240)	17	140-180	Ferrítica
FE4212	42,0(410)	28,0(270)	12	150-200	Ferrítica/perlítica
FE5007	50,0(490)	35,0(340)	7	170-240	Perlítica/ferrítica
FE6002	60,0(590)	40,0(390)	2	210-280	Perlítica
FE7002	70,0(690)	45,0(440)	2	230-300	Perlítica
FE3817	38,0(370)	24,0(240)	17	140-180	Perlítica

Tabela 7 - Classificação de ferros fundidos nodulares, segundo a DIN

Classe	Limite de resistência à tração (kgf/mm <sup>2</sup> ) (MPa)	Limite de escoamento (kgf/mm <sup>2</sup> ) (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell	Módulo de elasticidade (kgf/mm <sup>2</sup> )	Resistência ao choque (kgf/mm <sup>2</sup> )	Resistência à flexão (kgf/mm <sup>2</sup> ) (MPa)
GGG-45	45(450)	35(340)	5	160/240	17.000	2	80/95(780/930)
GGG-38	38(380)	25(250)	17	140/180		10	75/90(740/880)
GGG-42	42(410)	28(270)	12	150/200	16.500	8	80/90(780/880)
GGG-50	50(490)	35(340)	7	170/240	a	6	85/100(830/980)
GGG-60	60(590)	42(410)	2	210/300	18.500	4	90/110(880/1080)
GGG-70	70(690)	50(490)	2	230/320		2	100/120(1080/1180)

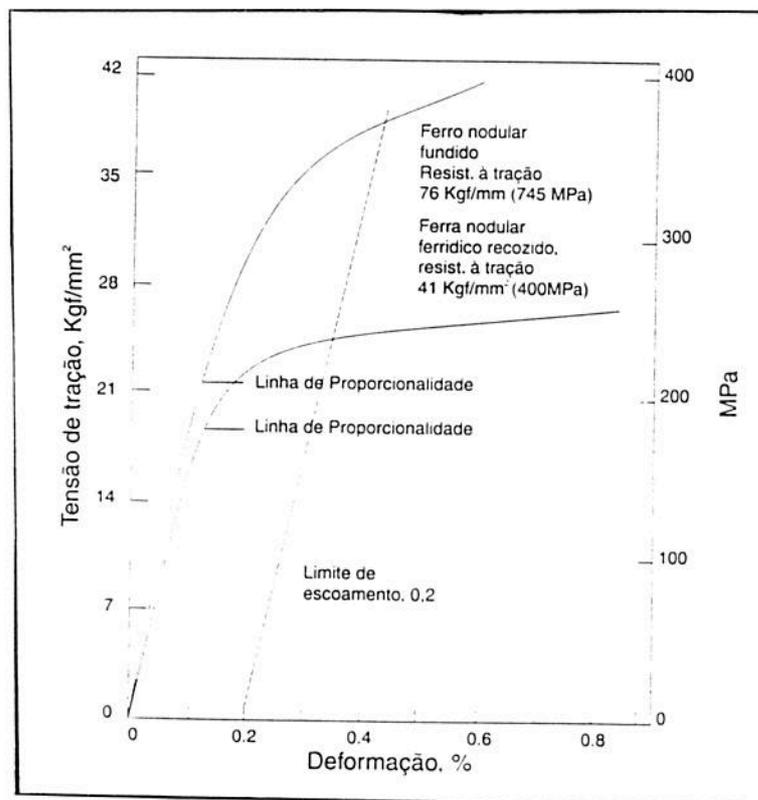
Em relação às propriedades dos ferros fundidos nodulares, podem ser feitas as seguintes considerações complementares:

1. As propriedades de tração são relacionadas com a dureza Brinell. Essa relação depende da microestrutura do material. A figura 3(16) mostra a relação geral entre a dureza e as características de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento de ferros fundidos nodulares, nas condições fundida e recozida (ou normalizada) com uma microestrutura de ferrita e/ou perlita.



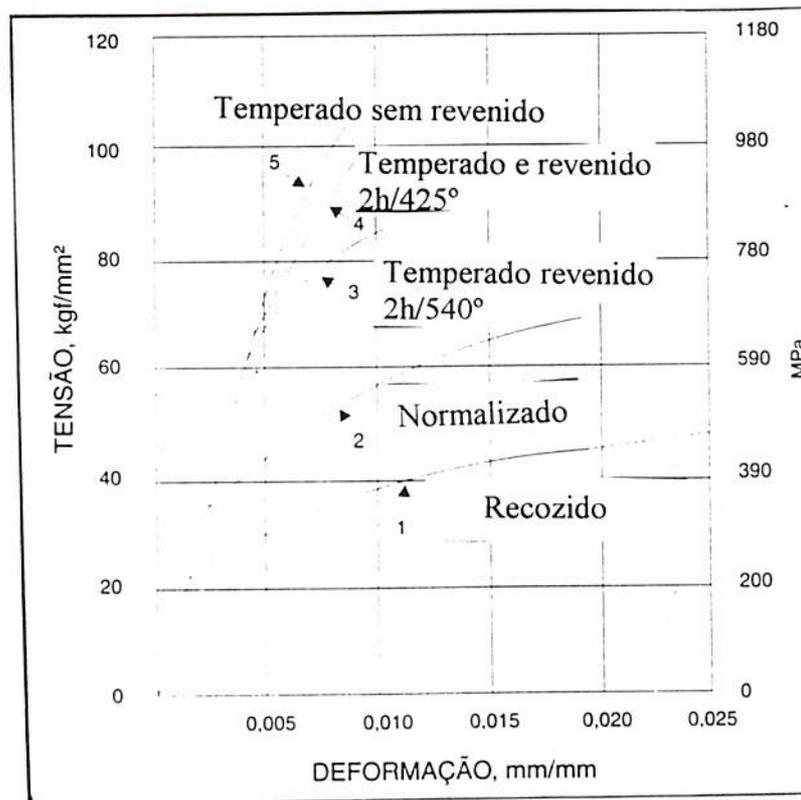
**Figura 3** – Relação geral entre dureza e propriedades de tração de ferros nodulares na condição fundida e recozida ou normalizada com microestrutura de ferrita e/ou perlita (16)

A Figura 4 mostra o comportamento típico em ensaio de tração (curva tensão pela deformação) ou seja, a curva 1 representa um ferro fundido nodular ligado, apresentando alta resistência à tração e a curva 2 um ferro fundido nodular recozido, de baixa resistência à tração. A linha hachurada mostra a determinação do limite de escoamento  $\sigma_{0,2}$ .



**Figura 4** – Comportamento típico em ensaio de tração- (Curva tensão pela deformação) (16)

2. A versatilidade dos ferros fundidos nodulares, sob o ponto de vista de propriedades mecânicas, sem a obrigatoriedade de introdução de elementos de liga, mas apenas com aplicação de tratamentos térmicos relativamente simples, está demonstrada no gráfico da Figura 5.



**Figura 5** - Curvas tensão x deformação para ferros fundidos modulares para diversos tratamentos térmicos (16)

A curva 1 do gráfico corresponde a um material totalmente recozido. A curva 2, normalizado a partir de 900°C; a curva 3, temperado em óleo a partir de 900°C e revenido durante duas horas a 540°C; a curva 4, temperado em óleo a partir de 900°C e revenido durante duas horas a 425°C e a curva 5, temperado em óleo a partir de 900°C, sem revenido posterior.

Os valores de limite de escoamento são muito importantes sob o ponto de vista de projetos de peças estruturais, pois eles determinam os limites das cargas no estágio elástico, os quais são mais elevados, como já se

mencionou, que os apresentados por aços fundidos, sem liga, de resistência à tração comparável.

A ductilidade é, como também já se ressaltou várias vezes, a propriedade mais importante e, como se pode verificar, é possível chegar a valores de 20% de alongamento ou próximo, comparáveis também aos obtidos em aços fundidos.

### **3.2. - Ferro fundido nodular de alta liga**

A introdução de elementos de liga no ferro nodular é uma prática que tende a se generalizar devido à sua influência ser aproximadamente idêntica à que ocorre nos aços.

Os próprios ferros fundidos indicados na Tabela 8 mostram, em alguns tipos, a presença desses elementos.

O níquel e o molibdênio, por exemplo, são adicionados por melhorar a temperabilidade. O cromo também pode ser utilizado, porém com teores menores, devido sua tendência de formar um rendilhado frágil de carbonetos na peça fundida, que por serem muito estáveis, são de difícil dissolução.

Ferros fundidos nodulares com maiores teores de Ni e Mo apresentam, após tratamentos térmicos adequados, excelente combinação de resistência, tenacidade e ductilidade, devido a estrutura bainítica que se desenvolve após revenido, a partir do estado fundido(16). Vários tipos de ferros fundidos nodulares austeníticos estão sendo utilizados, caracterizados por apresentarem carbono entre 2,4 % e 3,0 %, silício entre 1,5 % e 6,0%, manganês entre 0,5% e 1,5%, níquel entre 18% e 36% e cromo entre 0 e 5,5% (16). Os elementos de ligas tem dois efeitos na microestrutura:

- decompor a cementita, ou seja, são elementos grafitizantes; silício, alumínio, níquel, cobre e titânio;
- tende a estabilizar os carbonetos, ou seja, retardam a formação da grafita; manganês, cromo, molibdênio, entre outros.

Todos tendem a aumentar a resistência à tração e à dureza.

A ASTM, por intermédio de suas especificações A439-77 e A571-71 e AMS, especificam alguns tipos de ferros nodulares de alto teor em liga, como a Tabela 8 (16).

**Tabela 8 - Especificações e propriedades de ferros fundidos nodulares altamente ligados**

Especificação n <sup>o</sup>	Classe	Dureza Brinell	Limite Resistência Tração kgf/mm <sup>2</sup> (MPa)	Limite escoamento kgf/mm <sup>2</sup> (MPa)	Alongamento em 2'' (%)	Composição química (%)					
						C <sub>t</sub>	Si	Mn	P	Ni	Cr
ASTM A 439-77	D-2	139	40,6 (396)	21,0 (210)	8	min. max.	1,50 3,00	0,70 1,25	0,08	18,0 22,0	1,75 2,75
		202									
	D-2B	148	40,6 (396)	21,0 (210)	7	min. max.	1,50 3,00	0,70 1,25	0,08	18,0 22,0	2,75 4,00
		211									
	D-2C	121	40,6 (396)	19,6 (196)	20	min. max.	1,00 3,00	1,80 2,40	0,08	21,0 24,0	0,50
		171									
	D-3	139	38,5 (375)	21,0 (210)	6	min. max.	1,00 2,80	1,00	0,08	28,0 32,0	2,50 3,50
		202									
	D-3A	131	38,5 (375)	21,0 (210)	10	min. max.	1,00 2,80	1,00	0,08	28,0 32,0	1,00 1,50
		193									
D-4	202	42,0 (410)	-	-	min. max.	5,00 6,00	1,00	0,08	28,0 32,0	4,50 5,50	
	273										
D-5	131	38,5 (375)	21,0 (210)	20	min. max.	1,00 2,80	1,00	0,08	34,0 36,0	0,10	
	185										
D-5B	139	38,5 (375)	21,0 (210)	6	min. max.	1,00 2,80	1,00	0,08	34,0 36,0	2,00 3,00	
	193										
ASTM A 571-71	D-2M	121	45,4 (444)	21,0 (210)	30	min. max.	1,50 2,50	3,75 4,50	0,08	21,0 24,0	0,20
		171			Recoz.						
AMS 5394	-	140	38,5 (375)	22,4 (224)	7	min. max.	2,40 3,00	0,80 1,60	0,25	18,0 22,0	1,70 2,40
		180			tensões aliviadas						
AMS 5395	-	125	35,0 (340)	17,5 (175)	20	min. max.	2,50 3,00	1,90 2,50	0,15	20,0 24,0	0,50
		175									

**Observações:** Os tipos D-2 e D-3 podem apresentar molibdênio entre 0,7 a 1,0% para aumentar as propriedades mecânicas acima de 425°C; o tipo de especificação AMS 5395 não pode possuir chumbo além de 0,003% e cobre além de 0,50%.

### 3.3 - Tenacidade à fratura

Em relação à tenacidade à fratura, a bibliografia mostra um valor de  $K_{IC}$  para ferros fundidos nodulares normalizados com limite de resistência de 918 MPa, limite de escoamento de 552 MPa e alongamento de 3,6%, de 45,3 MPa $\sqrt{m}$  a 20 ° C(17), sendo esses valores para nodulares perlíticos e ferríticos a diferentes temperaturas. A Tabela 9 define valores de tenacidade à fratura para diferentes ferros fundidos nodulares.

**Tabela 9** – Valores de tenacidade à fratura para diferentes ferros fundidos nodulares (17)

b- ferro de composição 3,6%C, 2,5%Si,0,38%Ni e 0,35% Mo

Microestrutura no nodular	Tensão de escoamento (MPa)	Temperatura (°C)	Tenacidade à fratura (MPa m)
Ferrítico (3% de Si)	***	- 40	35,2
	***	- 107	30,3
	***	- 107	46,0
Ferrítico (b)	331	24	48,3
	372	- 55	61,5
	385	- 73	53,8
Perlítico (b) (0,5% de Mo)	483	24	48,3
	493	- 12	50,5
	503	- 55	22,0

Os fatores microestruturais como número de nódulos, matriz e presença ou não de inclusões, possuem um importante papel e foram estudadas por Venugopalam e Pilon(18). Segundo Venugopalam e Pilon(18), o efeito do número de nódulos sobre a vida em fadiga foi estudado entre o intervalo de 125 a 300 nódulos/mm<sup>2</sup> em quatro nodulares com semelhantes composição e conteúdo de ferrita na matriz. A figura 6, mostra as curvas de fadiga para estes quatro nodulares.

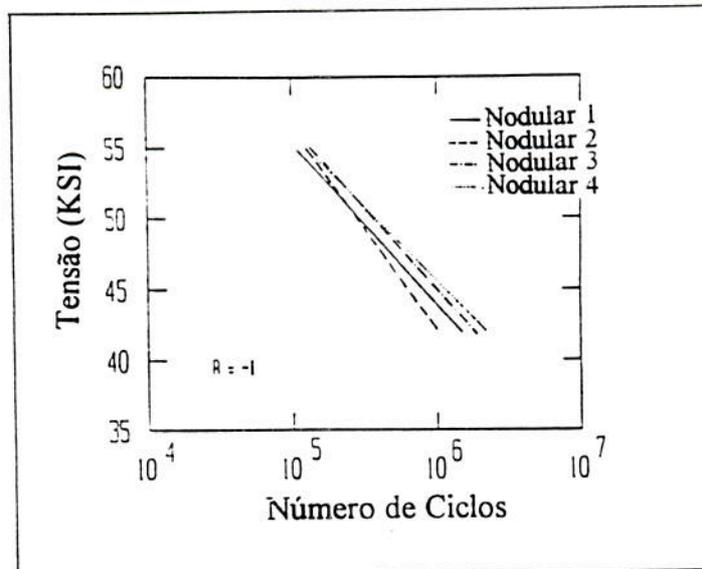


Figura 6 - Curvas de fadiga (18)

Pode ser observado que um alto número de nódulos resultou em um comportamento levemente superior sob solicitações de fadiga. A princípio, o comportamento melhora como o aumento do número de nódulos, no entanto a vida em fadiga é fortemente afetada por outros fatores microestruturais e o efeito do número de nódulos pode ser totalmente perdido devido a influência destes outros fatores(18). A matriz desempenha outro papel importante em virtude de variação do percentual de ferrita. Os referidos autores estudaram o comportamento em fadiga de nodulares entre 14 % e 52 % de ferrita na matriz, mantendo-se os outros fatores microestruturais constantes.

A Figura 7 mostra o resultado deste estudo para quatro nodulares. O nodular 6 com alta porcentagem de ferrita apresentou uma baixa vida em fadiga, quando comparado com o nodular 8 de baixo percentual de ferrita (18).

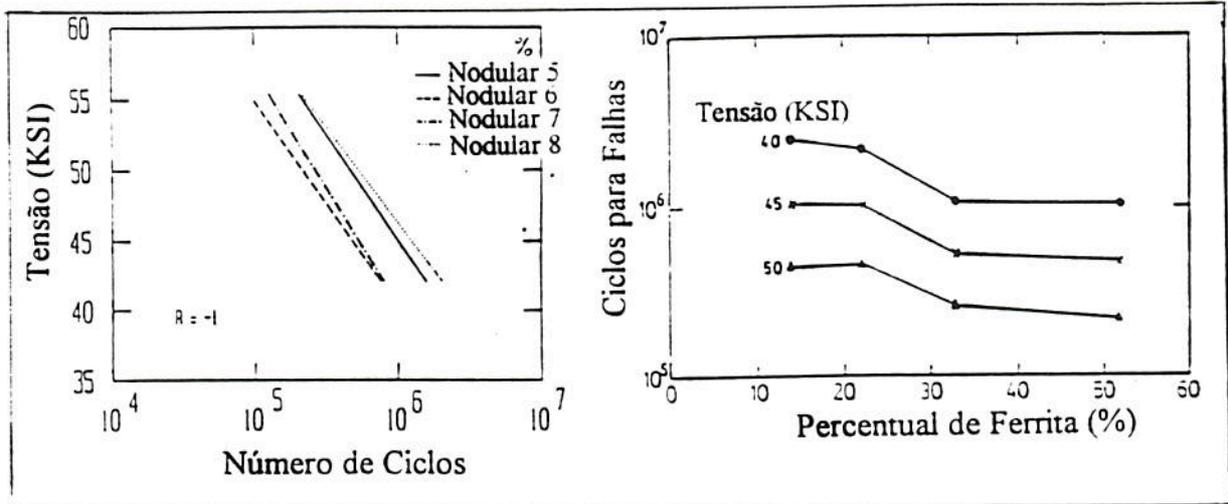


Figura 7 - Comportamento em fadiga em função do percentual de ferrita (18)

As propriedades de fadiga dependem tanto da quantidade de ferrita quanto da sua distribuição da matriz. A estrutura de anel de ferrita ao redor da grafita ( olho de boi) é conveniente, pois atua no sentido de cegar a trinca, diminuindo a taxa de propagação da mesma, enquanto uma matriz contínua de ferrita é desinteressante. Em nodulares ferríticos, devido a baixa tensão de escoamento da ferrita, trincas de fadiga nucleiam e se propagam mais rapidamente sob as mesmas condições de carregamento. Para ferríticos brutos de fusão, a trinca de fadiga pode nuclear e propagar através das regiões ferríticas sem afetar a perlita da matriz, resultando em uma vida menor que os ferríticos obtidos por recozimento(18). Outro fator que afeta a vida em fadiga nos nodulares é a dureza da microestrutura

considerando o percentual em cada microconstituente presente. As inclusões atuam na vida em fadiga no sentido de facilitarem a nucleação da trinca de fadiga. Inclusões menores que o diâmetro de um nódulo foram encontradas atuando como nucleadores de trincas.

#### 4. COBRE COMO ELEMENTO DE LIGA

O cobre é um metal que apresenta ponto de fusão de 1083 °C e densidade correspondente à 8,96 g/cm<sup>3</sup> (à 20°C), sendo após a prata, o metal com a melhor condutividade térmica e condutividade elétrica. Sua resistividade elétrica é de  $1,7 \times 10^{-6}$  ohm/m (à 20°C).

Para se obter um ferro fundido nodular de alta resistência mecânica no estado bruto de fusão utilizam-se, normalmente, elementos de liga perlitizantes como: cromo, cobre, manganês, níquel ou estanho(1). O teor a ser adicionado depende da composição do ferro base e da velocidade de extração de calor pelo molde.

O cobre tem baixa solubilidade na grafita e cementita, altera propriedades mecânicas da ferrita livre e da ferrita da perlita, através do mecanismo de endurecimento por solução sólida. O cobre quando utilizado em ferro fundido nodular permite a obtenção de matriz perlítica isenta de carbonetos.

## 5. PRINCÍPIOS DE MECÂNICA DA FRATURA

A Mecânica da Fratura faz um estudo do comportamento de diversos materiais frente a solicitações mecânicas, buscando situações reais em que são considerados aspectos inerentes aos materiais e que possam propiciar a falha dos componentes. Nesta abordagem, por trabalhar com corpos de prova com defeitos prévios podem ser consideradas a existência de defeitos internos do material, como: inclusões, vazios, concentradores de tensões, aspectos de projeto do componente como: espessura, raios de concordâncias e efeitos de entalhes.

Assim, com o surgimento da fractomecânica tornou-se possível o projeto de componentes com maior fator de segurança efetivo permitindo, ainda, a convivência com defeitos que abaixo de certos níveis, tornam-se inviáveis de serem eliminados.

A Mecânica da Fratura se divide em:

- ⇨ Mecânica da Fratura Linear Elástica e
- ⇨ Mecânica da Fratura Elasto-Plástica.

A Mecânica da Fratura Linear Elástica é uma metodologia a ser empregada em situações em que há possibilidade de ocorrer fratura sem ser precedida de deformação plástica (19).

O campo de tensões na vizinhança da ponta de uma trinca pode ser caracterizada em termos de um fator de intensidade de tensões (K). O nível

de tensões alcançado em componentes trincados depende apenas do parâmetro de intensidade de tensões  $K$ , que é governado pela configuração geométrica do componente trincado e pelo nível e modo de carregamento imposto (19). Existe um valor crítico para o fator de intensidade de tensões, que é uma constante e uma propriedade intrínseca do material, ou seja da peça trincada para uma dada situação de temperatura, taxa de carregamento e condições de microestrutura (19).

A propriedade de tenacidade do material descrita pelo valor de  $K_{IC}$ , pode ser utilizada na análise de qualquer geometria possibilitando o cálculo do tamanho crítico de trincas no projeto de estruturas(19). O campo de tensões na vizinhança de uma trinca pode ser caracterizado em termos de um fator de intensidade de tensões( $K_{IC}$ ) que em coordenadas polares é dado por equação 1:

$$\sigma_{ij} = (K_I/2\pi r)^{1/2} f_{ij}(\theta) \quad (\text{equação 1}), \text{ onde:}$$

$K_I$  = é o fator de intensidade de tensões para o modo de carregamento I (carregamento em tração, deslocamento das superfícies da trinca perpendicular a si mesma);

$r$  = é a distância deste a ponta de trinca;

$\theta$  = ângulo medido a partir da trinca;

$F_{ij}$  = é uma função adimensional de  $\theta$ , cujo módulo varia entre 0 e 1.

Para trincas de comprimento de  $2a$ , por exemplo, no centro de uma placa com dimensões tendendo ao infinito e submetida a um carregamento trativo, (equação 2) ter-se-á (19):

$$K_I = \sigma(\pi.a)^{1/2} \cdot f_{ij}(\theta) \quad (\text{equação 2})$$

Observa-se que a equação  $K_I = \sigma(\pi.a)^{1/2} \cdot f_{ij}(\theta)$  prevê que a medida que  $r$  tende a zero as tensões tendem para o infinito. Evidentemente em materiais reais, estas tensões serão limitadas pelo escoamento localizado que ocorre em uma região à frente da trinca, denominado de zona plástica(19). Porém, para materiais de altíssima resistência mecânica, ou desde que o tamanho da zona plástica seja 15 vezes menor que as dimensões significativas do

componente (espessura, seção remanescente e tamanho da trinca), esta metodologia é empregada com precisão.

A Mecânica da Fratura Linear Elástica tem aplicação limitada a materiais de alta resistência mecânica ou materiais que apresentem certa ductilidade, mas devido a sua geometria, fraturam sob um comportamento linear elástico. Na Mecânica da Fratura Linear Elástica, a tenacidade à fratura é medida com um corpo de prova dimensionado para permanecer dentro do regime linear elástico, ou seja, não deve apresentar significativa deformação plástica na frente de propagação da trinca. A propriedade medida é definida por  $K_{IC}$ , cuja unidade é  $MPa\sqrt{m}$ , parâmetro este relacionado com a energia necessária para a formação de novas superfícies de fratura. O ensaio de  $K_{IC}$  é realizado em um corpo previamente trincado em fadiga e, após solicitado no sentido de abrir a trinca, até que o mesmo entre em fratura instável.

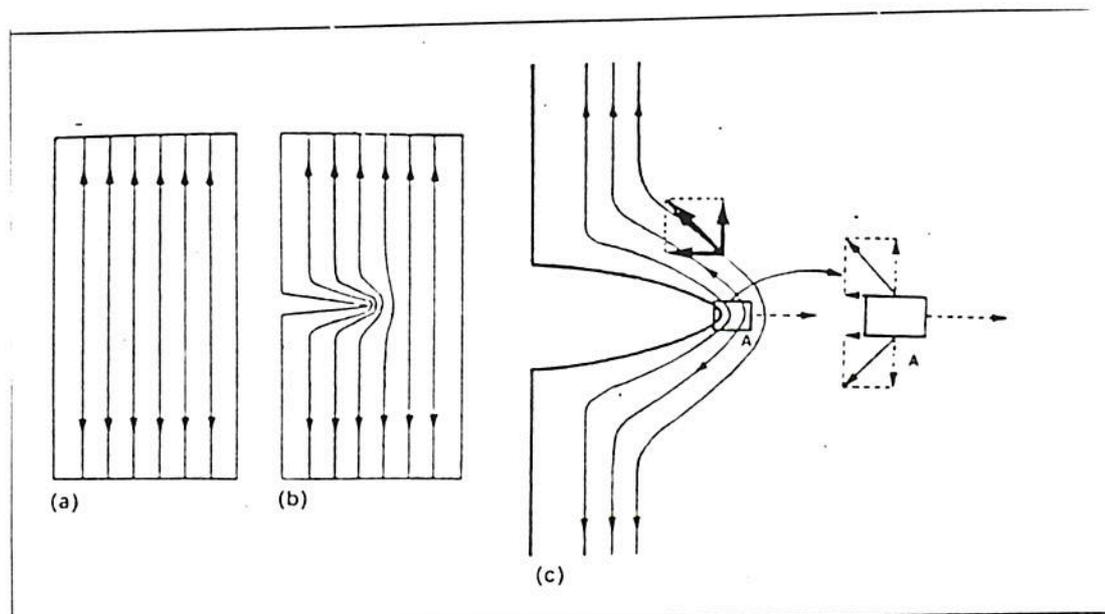
A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica, exige um corpo de prova na espessura do componente, visando a real aplicação do mesmo, uma vez que na região elasto-plástica a diferença de espessura implica em diferentes valores de tenacidade à fratura. Uma das técnicas utilizadas é o CTOD (*crack tip opening displacement*), onde o resultado é dado em mm, o que representa o quanto a ponta da trinca deforma plasticamente antes da propagação da trinca. O corpo de prova também é previamente trincado por fadiga e o ensaio é parecido com o da Mecânica da Fratura Linear Elástica(19), só que a medida importante é a da abertura da boca da trinca (deformação) e nas cargas alcançadas.

A Mecânica da Fratura tem como objetivo determinar se um defeito tipo trinca irá ou não levar um componente à fratura catastrófica para tensões normais de serviço, permitindo ainda determinar o grau de segurança efetivo de um componente trincado.

Com a mecânica da fratura determinam-se valores quantitativos de tenacidade à fratura do material, permitindo projetos que aliem segurança e viabilidade econômica(19). Vários fatores afetam o modo de fratura, tais como (19):

⇒ **Entalhes e trincas**

O entalhe atua no sentido de restringir à deformação plástica podendo em função do material aumentar a carga admissível materiais dúcteis. Essa restrição pode resultar em uma mudança no modo de fratura, passando a ser controlado por tensão e não deformação. Ocorre, assim, passagem de um mecanismo de fratura dúctil (coalescência de micro cavidades) para fratura frágil (clivagem). Na figura 8, se observa a redistribuição das tensões em um corpo de prova entalhado, submetido a um carregamento mecânico.



**Figura 8** – Tendência de concentração e de redistribuição de tensões devido à existência de um defeito em um corpo submetido a uma solitação(1).

### ⇒ Efeito da espessura

Em espessuras finas, a componente de tensão  $z$  não consegue crescer muito, sendo quase nula, mesmo no centro do corpo, promovendo um estado de tensão plana, possibilitando a deformação plástica na direção em que não existem tensões para restringir esta deformação (direção  $z$ ). Assim ocorrerá fratura dúctil. Para maiores espessuras, a tensão na direção  $z$  atinge valores consideráveis, criando um estado triaxial de tensões, ou seja, um estado plano de deformações. Os critérios de escoamento mostram que um estado triaxial hidrostático de tensões ( $\sigma_x = \sigma_y = \sigma_z$ ), não produz fratura dúctil, sendo que apenas a periferia pode romper por cisalhamento. A figura 9, mostra o efeito da espessura do corpo de prova sobre o modo de fratura do material (19). O aumento da espessura, devido a triaxilidade de tensões, incentiva uma fratura frágil.

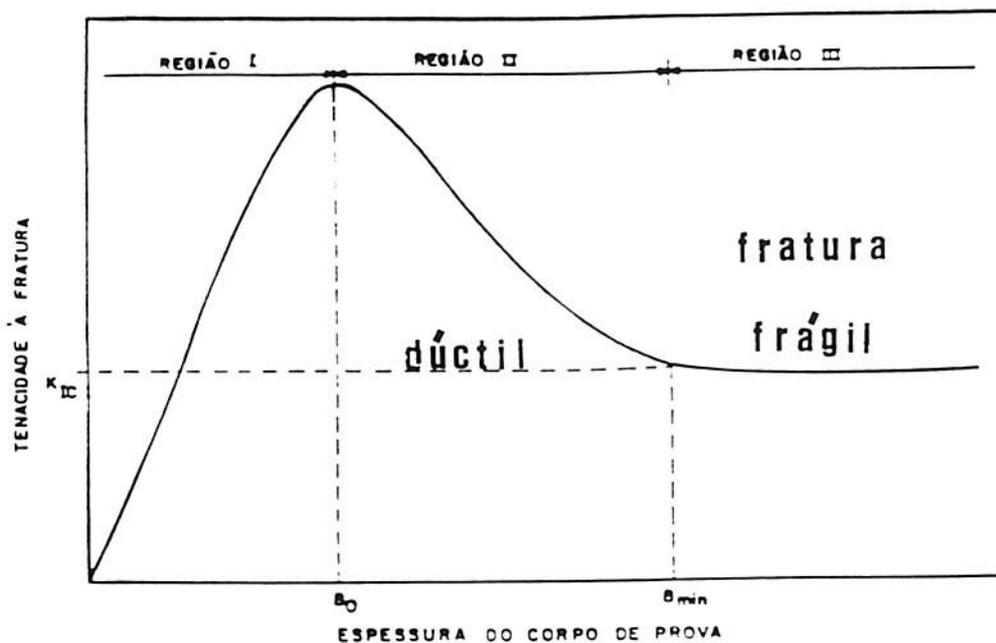


Figura 9 – Efeito da espessura do corpo de prova sobre o modo de fratura do material (19).

### ⇒ Efeito da microestrutura

O efeito da microestrutura está relacionado ao tamanho de grão, a eventual existência de um filme de cementita e à fragilidade de revenido, que resulta em fratura intergranular. Nos aços e ligas metálicas as inclusões afetam o modo de fratura do material, sendo que nos ferros fundidos nodulares a grafita é de primordial importância ( grau de nodularidade, tamanho de grafita). Outro fator importante em relação a microestrutura, no mecanismo de nucleação e propagação de trincas nos ferros fundidos nodulares diz respeito à influência das regiões intercelulares. Na microestrutura, a presença de carbono livre ou grafita é o fator microestrutural predominantemente, porque maior sua quantidade, mais mole e menos resistente será o material(18). Além disso, a forma da grafita, a dimensão dos nódulos e sua distribuição afetam igualmente as propriedades. Por outro lado, a matriz metálica dos nodulares contém perlita e ferrita; se a ferrita predominar, a usinabilidade do material é melhor, mas sua resistência mecânica e resistência ao desgaste são prejudicadas, porém se for perlítico, suas propriedades serão melhores.

## 6. MECANISMO DE FRATURA DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES

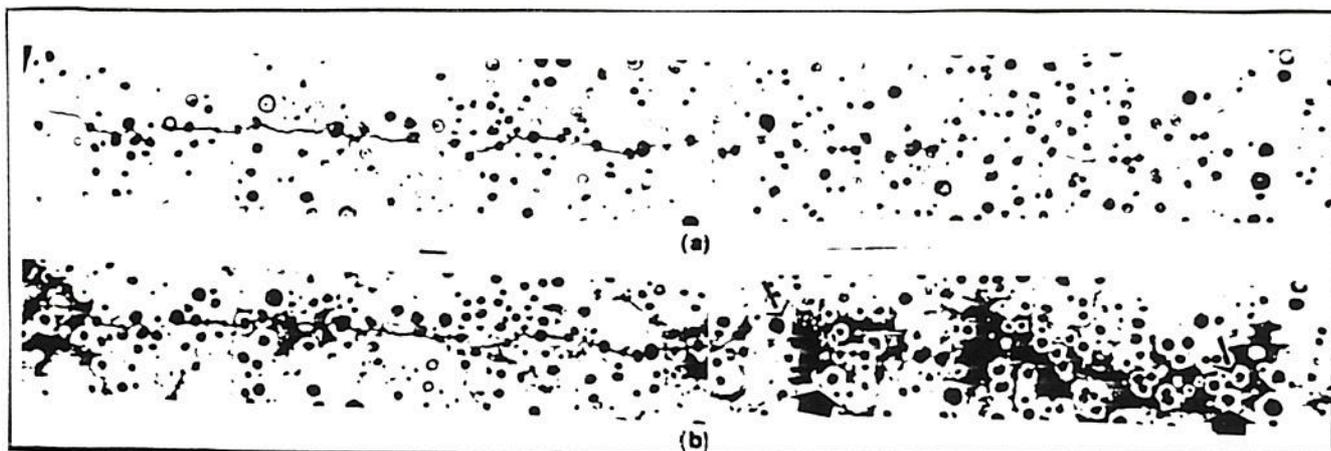
### 6.1 - Mecanismo de Fratura por Fadiga

No caso dos aços, tamanhos de grãos elevados, precipitados em contornos de grãos, inclusões e defeitos internos atuando como concentradores de tensões, tensões residuais, defeitos superficiais, são fatores que influenciam a nucleação e propagação de trincas. Em ferros fundidos nodulares, os fatores que concorrem para nucleação e propagação de trincas são o tamanho de células eutéticas e precipitação inter celulares, a forma da grafita e também concentradores de tensões, tensões residuais e defeitos superficiais. O ferro nodular, por apresentar grafita em forma nodular e não interconectada, tem um comportamento superior em fadiga em relação ao ferro fundido cinzento, pois os esferóides minimizam os efeitos da concentração de tensão e atuam no sentido de interromper os planos de fácil fratura (20).

Segundo Socie e Fash (20) quando um ferro nodular é submetido a um carregamento elevado, a matriz se desprende dos nódulos de grafita, produzindo tensões em regiões localizadas, nas quais pode-se exceder a tensão de ruptura do material sob condições particulares de carregamento. Foram detectadas trincas nestas regiões de altas tensões localizadas, indicando a significância no processo de nucleação de trincas nos ferros fundidos.

Gilbert (21) relata a ocorrência de descolamento da matriz em relação ao nódulo sob carregamento de tração. Michell (22) mostra que as fracas ligações da interface nódulo/matriz resultaram na iniciação das trincas. Outros autores (23,24) colocam que as trincas não partem somente dos nódulos, mas também de imperfeições de fundições como: inclusões, microrechupes e grafitas de formas irregulares, afirmando que as grafitas mal formadas (irregulares na forma e no tamanho) aumentam a severidade e concentrações de tensões.

Na falha por fadiga de ferros fundidos nodulares perlíticos, a trinca se propaga sem produzir deformação nas áreas adjacentes à região de propagação, tendo sido observado que a matriz ao redor dos nódulos não apresenta deformação ou indícios de que tenha-se alongado ou aumentado, o que é típico para outros modos de carregamento (25). Em nodulares perlíticos, a propagação da trinca é bastante arbitrária. A trinca muda de direção, seguindo, usualmente, a interface grafita/matriz, como pode ser visto na figura 10 (a).



**Figura 10** – Propagação de trinca por fadiga em um ferro fundido nodular perlítico (25)

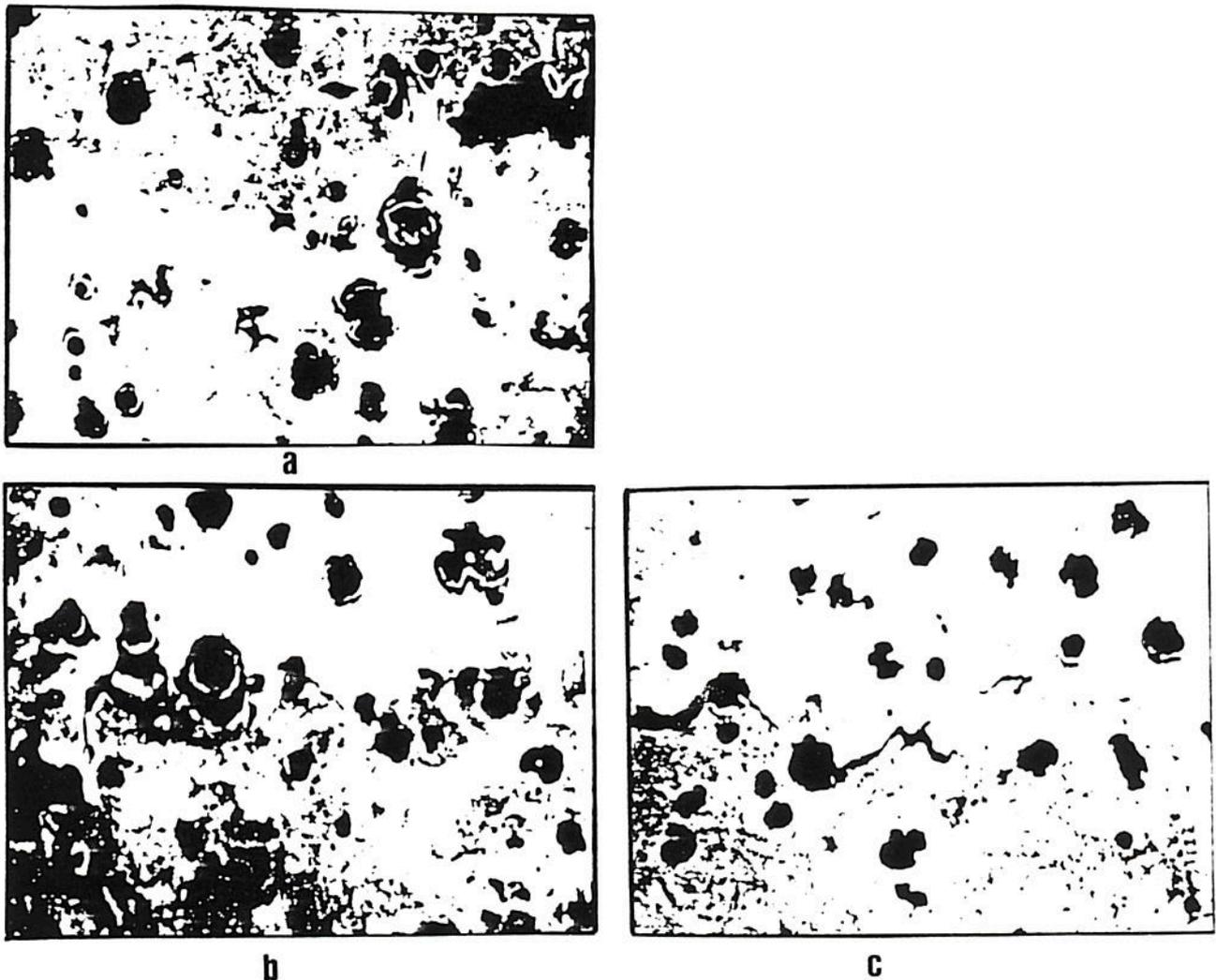
Na figura 10 (b), onde existe a estrutura "olho de boi", nota-se que a trinca propaga através do anel de ferrita e mostra características grosseiras da superfície da trinca nas vizinhanças dos nódulos (nos anéis de ferrita)(25).

## **6.2 - Mecanismo de Fratura Monotônica**

Os ferros fundidos nodulares perlíticos, ferríticos e tratados termicamente, apresentam diferentes modos de fratura quando testados nas mesmas condições de temperatura e condições de carregamento. Os nodulares austemperados e os perlíticos mostram um modo de fratura mais frágil, ou seja por clivagem; enquanto os ferríticos mostram um modo de fratura dúctil, ou seja, rasgamento dúctil ou coalescimento de microcavidades (dimples).

Para Voight e Eldoky (26,27), sob condições de carregamento monótonico, o mecanismo de fratura nos nodulares ocorre em etapas distintas:

⇒ descolamento dos nódulos da matriz que ocorre devido às fracas ligações da interface. A figura 11 mostra a etapa de decoesão dos nódulos para três nodulares, sendo um ferrítico, um "olho de boi" e outro perlítico.



**Figura 11** – Forma geral do processo de fratura. Em (a) para ferrítico; (b) nodulares com "olho de boi" e (c) para perlítico (25)

⇨ Na ocorrência desta decoesão ocorre uma deformação plástica da matriz. Observa-se a forma elíptica dos vazios que se formam ao redor dos nódulos, ocorrendo um encruamento desta região, resultando em um aumento de tensão necessária para causar maior deformação plástica. Dependendo da quantidade de perlita presente na matriz, a deformação plástica e o rasgamento podem ocorrer antes das microtrincas. Na figura 11(c) (ferros fundidos nodulares perlíticos), algumas plastificações da matriz podem ser observadas. A continuidade do carregamento faria com que, em uma próxima etapa, certas microtrincas se juntassem e, eventualmente, se unissem a uma trinca primária (26). Em resumo, os trabalhos de Voight e Eldoky (26,27), afirmam que o mecanismo de fratura por fadiga nos nodulares ocorre em diferentes etapas, que são:

- 1 - Decoesão do nódulo com respeito à matriz;
- 2 - Deformação plástica localizada na matriz, em decorrência da ovalização do vazio, deixado pela grafita;
- 3 - Micro-arrancamento ou microtrincas da matriz plasticamente deformada entre nódulos;
- 4 - Coalescimento das microtrincas formadas e
- 5 - Agrupamento de microtrincas selecionadas com a frente de propagação da fratura.

## 7. METODOLOGIA EXPERIMENTAL – MATERIAIS E MÉTODOS

### 7.1 - Aspectos Metalúrgicos

O material utilizado no desenvolvimento experimental deste trabalho foi um ferro fundido nodular GGG 50- conforme Norma DIN e FE 5007 - conforme a ABNT.

Foram obtidos 4 blocos escalonados fundidos, conforme a figura 12.

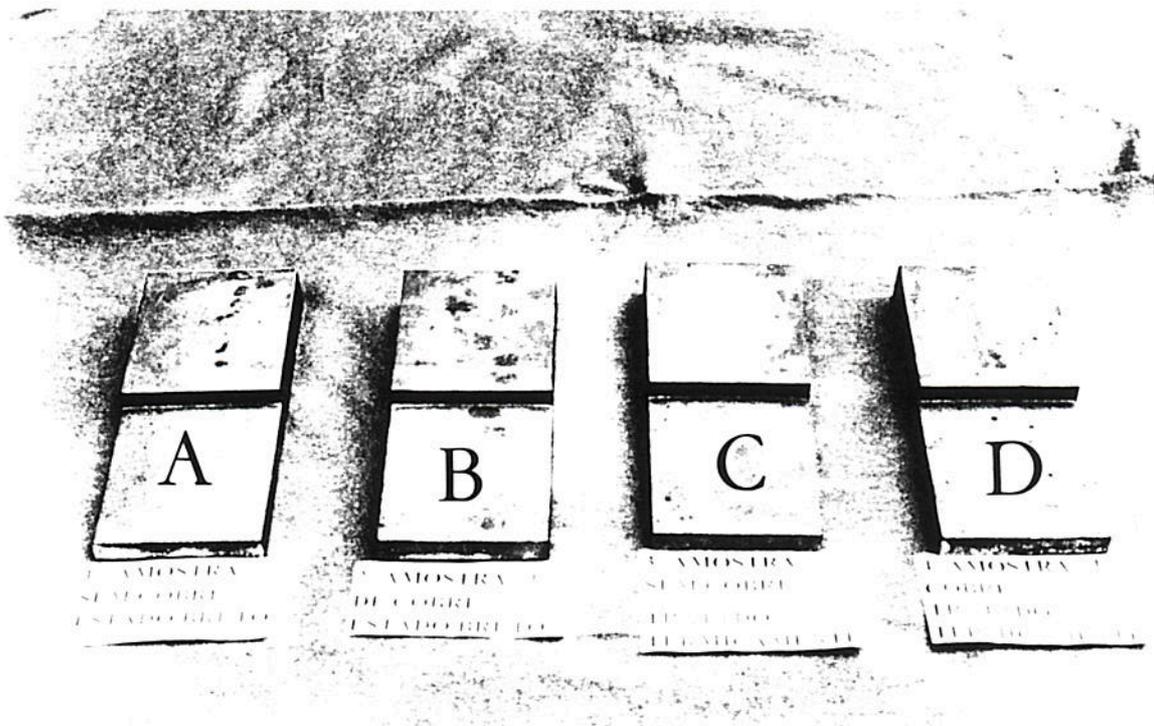


Figura 12 – Blocos escalonados fundidos para o estudo experimental

Na obtenção do ferro fundido nodular foi utilizado o seguinte:

- ⇒ Forno de indução de 350 kg;
- ⇒ Processo de nodularização por tampa intermediária, utilizando ligas de Fe - Si - Mg (5 a 7 % de Mg).

Processo desenvolvido a partir do processo Sandwich. Faz-se uso, ainda, de uma tampa sobre panela de tratamento, constituída por uma bacia e um orifício por onde passa o metal líquido, podendo ser com tampa fixas ou móveis. Tem como objetivo, limitar o volume de ar em contato com o banho metálico, reduzindo as perdas de magnésio.

A preparação da liga foi efetuada em forno elétrico, de 400 Kg de capacidade nominal, com revestimento silico-aluminoso. A carga metálica era constituída de gusa para nodular, sucata de retorno de ferro fundido nodular e sucata de chapas de aço doce. O banho metálico era superaquecido até 1500 °C, procedendo-se a transferência de 50 kg para uma panela pré-aquecida, com relação altura-diâmetro 2:1. O tratamento de nodularização era efetuado nessa panela à 1500 °C, com 1,3% de liga Fe-Si-Mg (8-12%Mg), utilizando-se a técnica de 'sandwich". A adição de fios de cobre era processada também nessa panela. Terminada a reação de nodularização, retirava-se a escória e procedia-se a transferência para uma segunda panela, também pré-aquecida, em que se efetuava a inoculação com 0,6% de Fe-Si (75- 80%), quando o volume do banho metálico nessa panela atingia 2/3 do volume total. O vazamento era efetuado na faixa de 1390-1410°C em moldes de areia contendo blocos escalonados, figura 13, onde ficou especificado que "E" representa maior espessura e "e" a menor espessura.

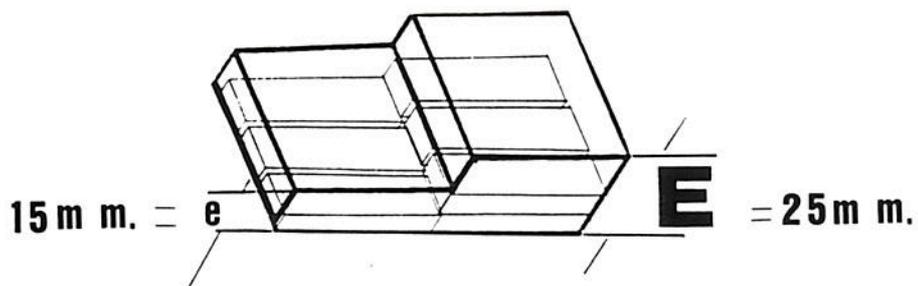


Figura 13 – Representação esquemática dos corpos de prova escalonados

De cada bloco, identificado na figura 12 por A, B, C e D sendo que, de cada um respectivamente, foram extraídos corpos de prova identificados por amostra 1, 2, 3 e 4, sendo então submetidos ao seguinte:

Amostra 1 - sem cobre normalizado	Bloco A
Amostra 2 - 1% de cobre, sem normalização	Bloco B
Amostra 3 - sem cobre, sem normalização	Bloco C
Amostra 4 - 1% cobre, normalizada	Bloco D

A figura 14 mostra o fluxograma da metodologia empregada nos experimentos.

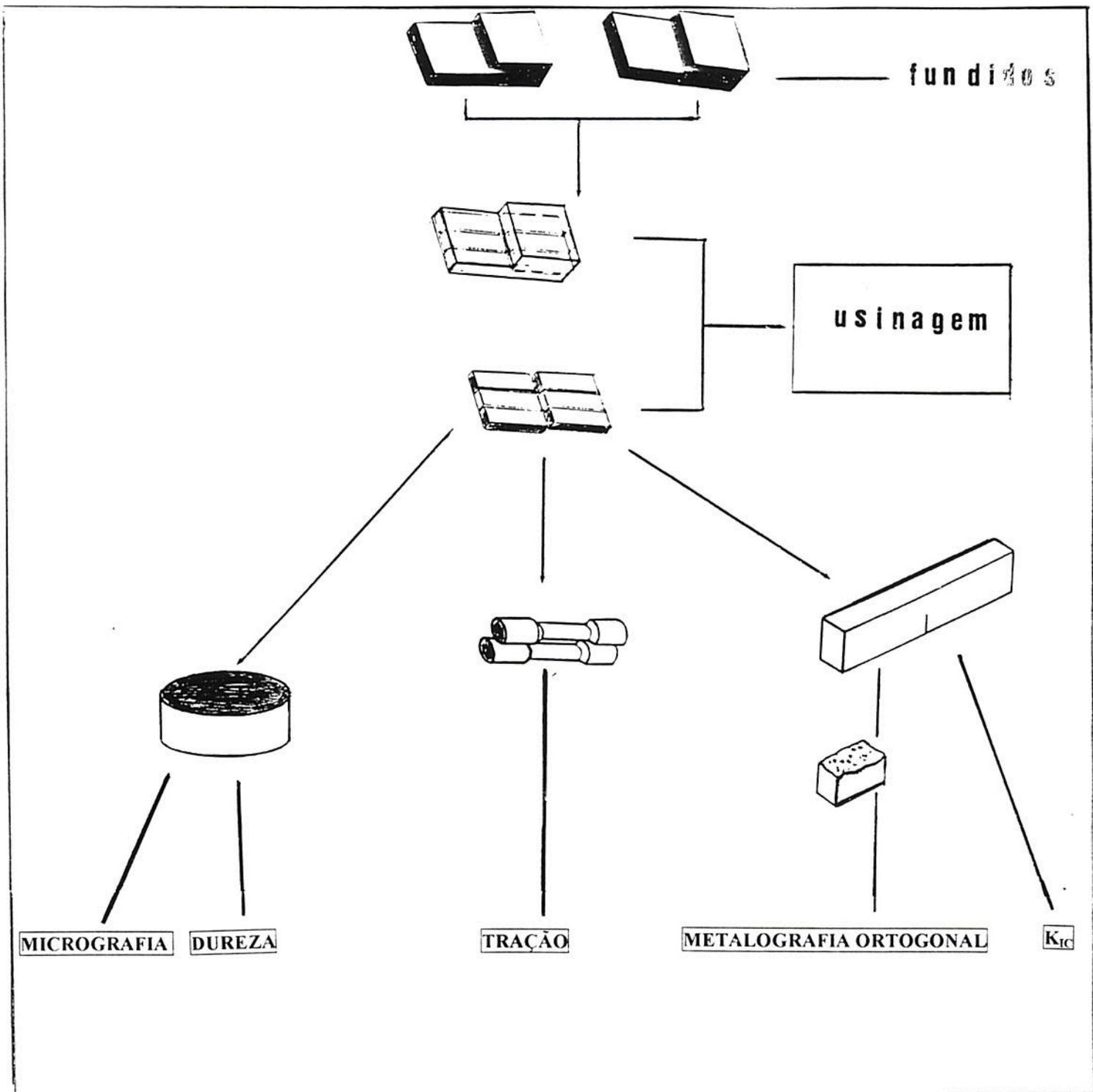


Figura 14 – Representação esquemática da retirada dos corpos de prova.

De cada amostra foram extraídos 4 corpos de prova para  $K_{IC}$ , 2 corpos de prova para ensaios de tração, um corpo prova para dureza Brinell, uma amostra para metalografia ortogonal (figura 14). Após esse procedimento, as séries 3 e 4 foram submetidas ao tratamento de normalização. Para corpos de prova para ensaio de  $K_{IC}$ , 2 foram retirados da menor espessura (e) e 2 da maior espessura (E) do bloco escalonado (figura 13).

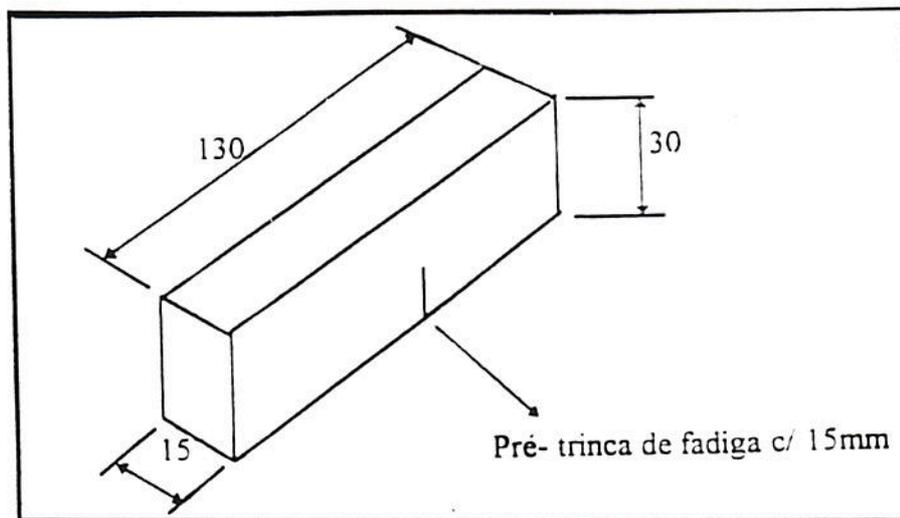
Os corpos de prova para ensaio de tração estão representados na figura 16, conforme norma ASTM A/370/96 e, em detalhe, na figura 18. Foi adotado para o ensaio de tração o corpo de prova com rosca nas extremidades M12x2,5, conforme mostra a figura 17.

Os corpos de prova para ensaio de tenacidade foram dimensionados para que tivessem um comportamento linear elástico. A espessura pode ser determinada através da equação 3 ( norma ASTM E 399/90):

$$B \geq 2,5 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_{esc}} \right)^2 \quad (\text{equação 3}) \quad \text{onde :}$$

$\sigma_{esc}$  = tensão de escoamento;

$K_{IC}$  = tenacidade à fratura; onde  $\sigma_{esc}$  e  $K_{IC}$  podem ser obtidos em literatura.



**Figura 15** – Corpo de prova para ensaio de tenacidade à fratura

Os corpos de prova foram dimensionados com espessura de 15 mm, altura, o dobro da espessura e a relação altura para o comprimento (L) de 4W. O valor de tenacidade é calculado por:

$$K_{Ic} = (C/B \cdot W^{3/2}) \cdot f(a/W) \quad (\text{equação 4}), \text{ onde:}$$

- C = carga aplicada em MPa;
- B = espessura do corpo de prova em metros;
- W = altura do corpo de prova em metro
- A = profundidade da trinca em metro.

$f(a/W)$  = fator de forma que é uma função de  $a/W$  e, é calculado pela (equação 5);

$$f(a/W) = \frac{6 \cdot (a/W) \cdot (1.99 - a/W \cdot (1 - a/W(2.15 - 3.93(a/W) + 2.7(a/W)^2)))}{(1 + 2(a/W)) \cdot (1 - (a/W))^{3/2}}$$

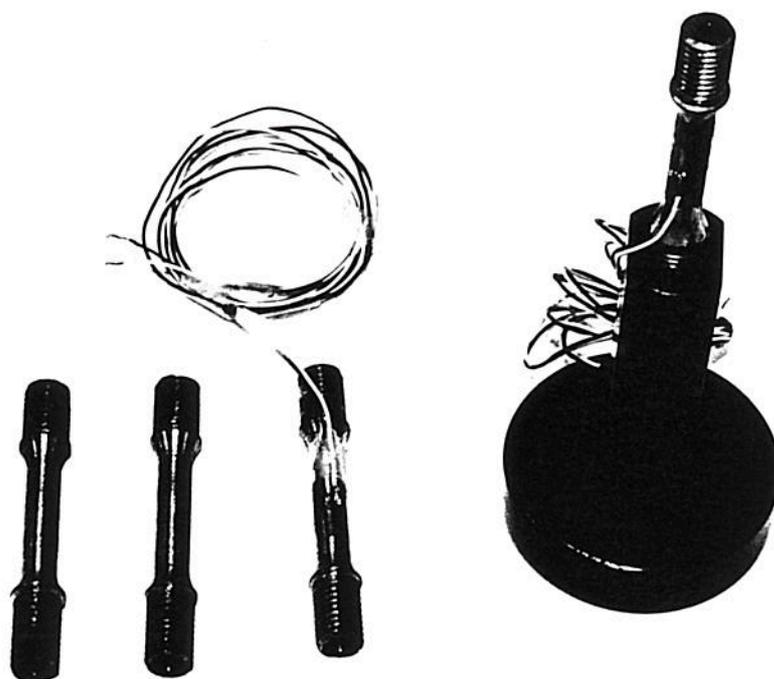
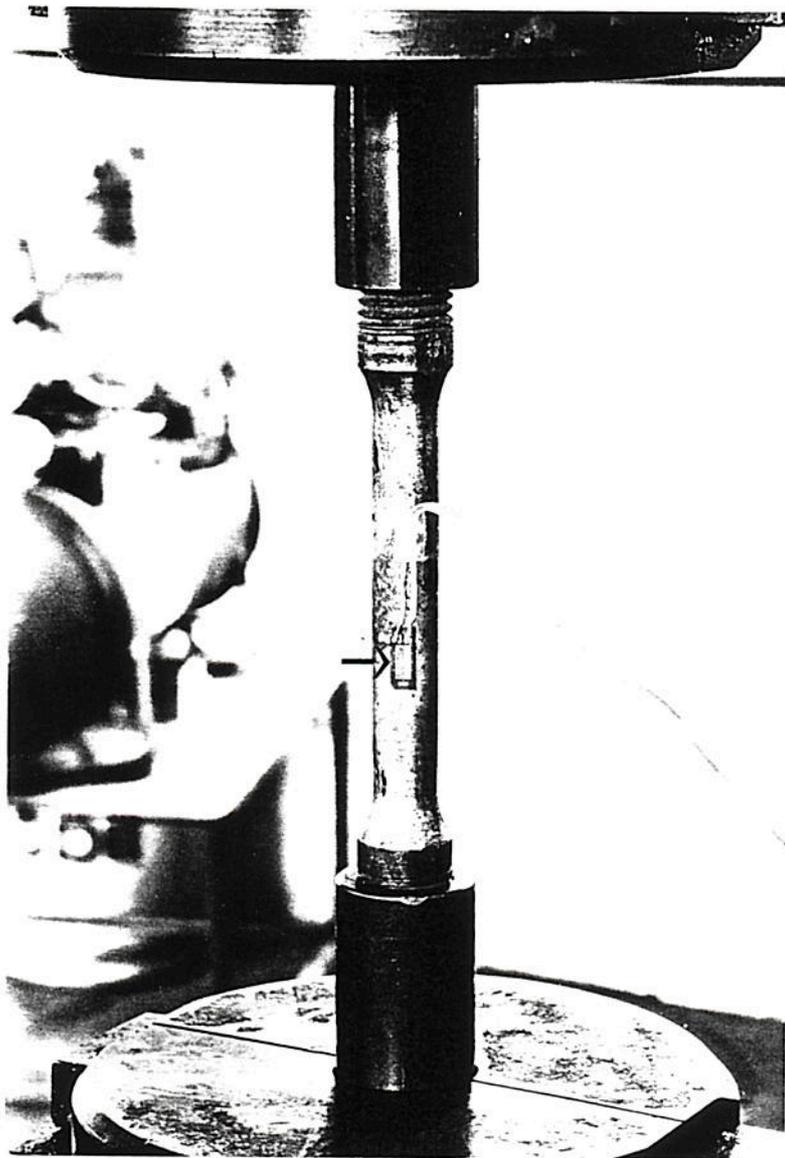


Figura 16 – Corpo de prova para ensaio de tração conforme norma ASTM A 370/96.



**Figura n.º 17 –** Corpo de prova para ensaio de tração conforme norma ASTM A 370 no qual foram colados extensômetros resistivos elétricos para determinação precisa de deformação pela carga aplicada, visando determinar a tensão de escoamento.

## 8. RESULTADOS

A seguir são apresentados os resultados obtidos:

### 8.1 - Composição química

Elementos	C	Mn	S	P	Cu	Si
Composição	3,49	0,44	0,11	0,03	0,97	2,85

### 8.2 - Exame Metalográfico

Primeiramente foi extraído de cada amostra, uma pequena seção, sendo a mesma embutida, polida e analisada sem ataque para avaliação do tamanho de nódulos, conforme Figuras 18,19,20 e 21.

Os corpos de prova para avaliação do tamanho do nódulo das Figuras 18,19,20 e 21 foram retirados da parte de maior espessura (E) e os das Figuras 18 (a), 19 (a), 20 (a) e 21 (a) da parte de menor espessura (e) do bloco escalonado.



Maior "E"  
**Figura 18 - Amostra 1**  
sem cobre/normalizada (100x)  
Grau de nodularização = 90%  
Tamanho de nódulos = 6 da ASTM  
Nódulos/mm<sup>2</sup> = 50

100µm

Menor "e"  
**Figura 18(a) - Amostra**  
sem cobre/normalizada (100x)  
Grau de nodularização = 90%  
Tamanho de nódulos = 6 da ASTM  
Nódulos/mm<sup>2</sup> = 50

100µm

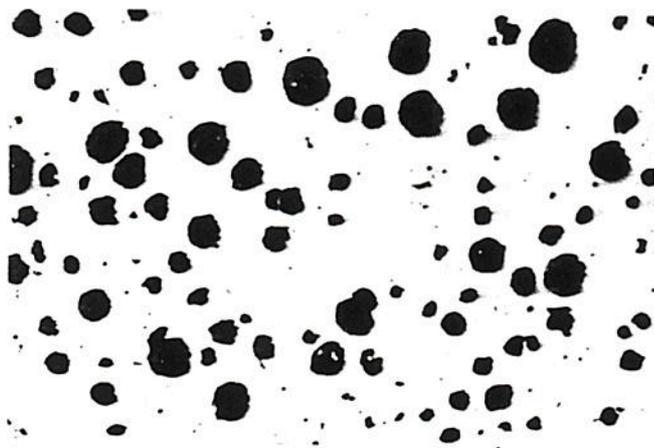


Maior "E"  
**Figura 19 - Amostra 2**  
1% cobre/estado bruto (100x)  
Grau de nodularização = 90%  
Tamanho de nódulos = 5 da ASTM  
Nódulos/mm<sup>2</sup> = 50

100µm

Menor "e"  
**Figura 19(a) - Amostra 2**  
1% cobre/estado bruto (100x)  
Grau de nodularização = 90%  
Tamanho de nódulos = 5 da ASTM  
Nódulos/mm<sup>2</sup> = 50

100µm



Maior "E"  
Figura 20 - Amostra 3  
sem cobre/sem tratamento térmico (100x)  
Grau de nodularização = 90%  
Tamanho de nódulos = 5 e 6 da ASTM  
Nódulos/mm<sup>2</sup> = 50



Menor "e"  
Figura 20(a) - Amostra 3  
sem cobre/sem tratamento térmico  
Grau de nodularização = 90%  
Tamanho de nódulos = 5 e 6 da ASTM  
Nódulos/mm<sup>2</sup> = 50



Maior "E"  
Figura 21- Amostra 4  
1% cobre/normalizada (100x)  
Grau de nodularização = 90%  
Tamanho de nódulos = 5 e 6 da ASTM  
Nódulos/mm<sup>2</sup> = 50



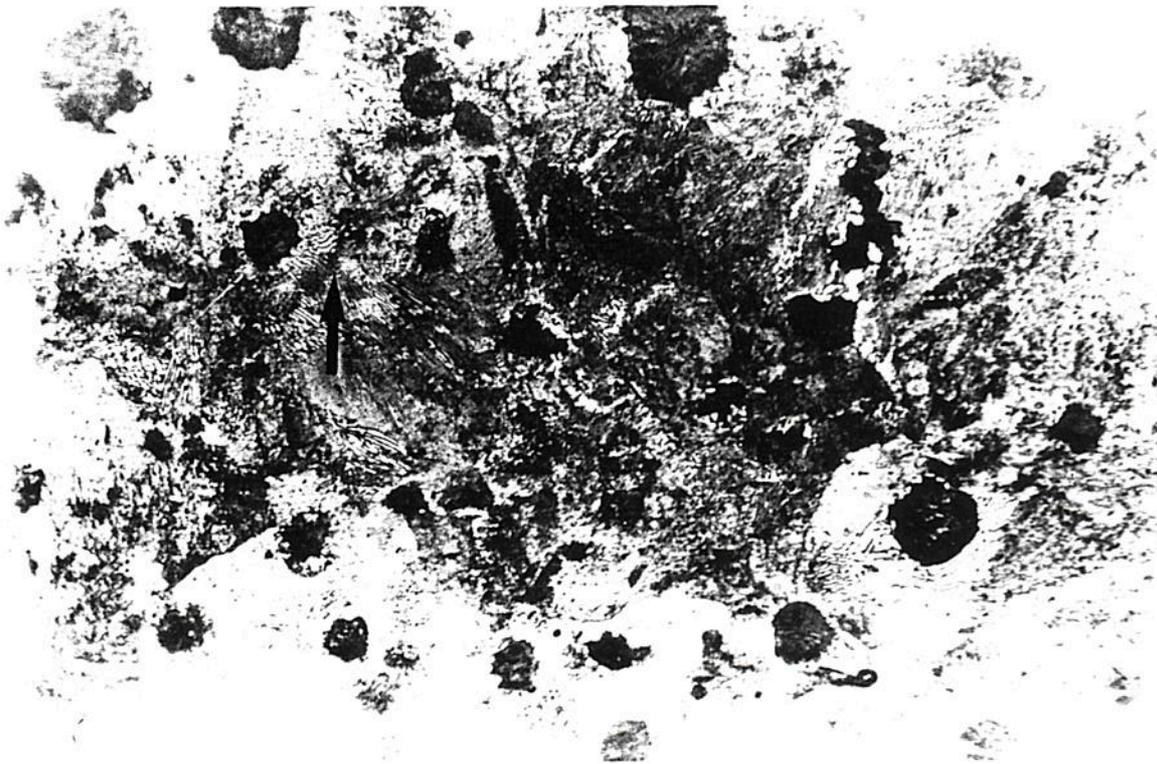
Menor "e"  
Figura 21 (a) - Amostra 4  
1% cobre/normalizada  
Grau de nodularização = 90%  
Tamanho de nódulos = 5 e 6 da ASTM  
Nódulos/mm<sup>2</sup> = 50

Conforme a ASTM A247, todos os corpos de prova obtidos neste trabalho apresentaram o mesmo grau de nodularização, não ocorrendo assim, efeito deletério quanto a forma da grafita devido a adição ou não de cobre. As amostras foram analisadas metalograficamente conforme Figuras 22, 23, 24 e 25.

Amostra 1 - sem cobre normalizada (figura 22)

Material: ferro fundido nodular hipereutético

Microestrutura: matriz perlítica



100µm

**Figura 22** – Amostra 1 Matriz perlítica – sem cobre normalizada (100x)

Amostra 2 - 1% de cobre - sem tratamento térmico

Material : ferro fundido nodular hipereutético

Microestrutura: 30% perlita e 70% ferrita



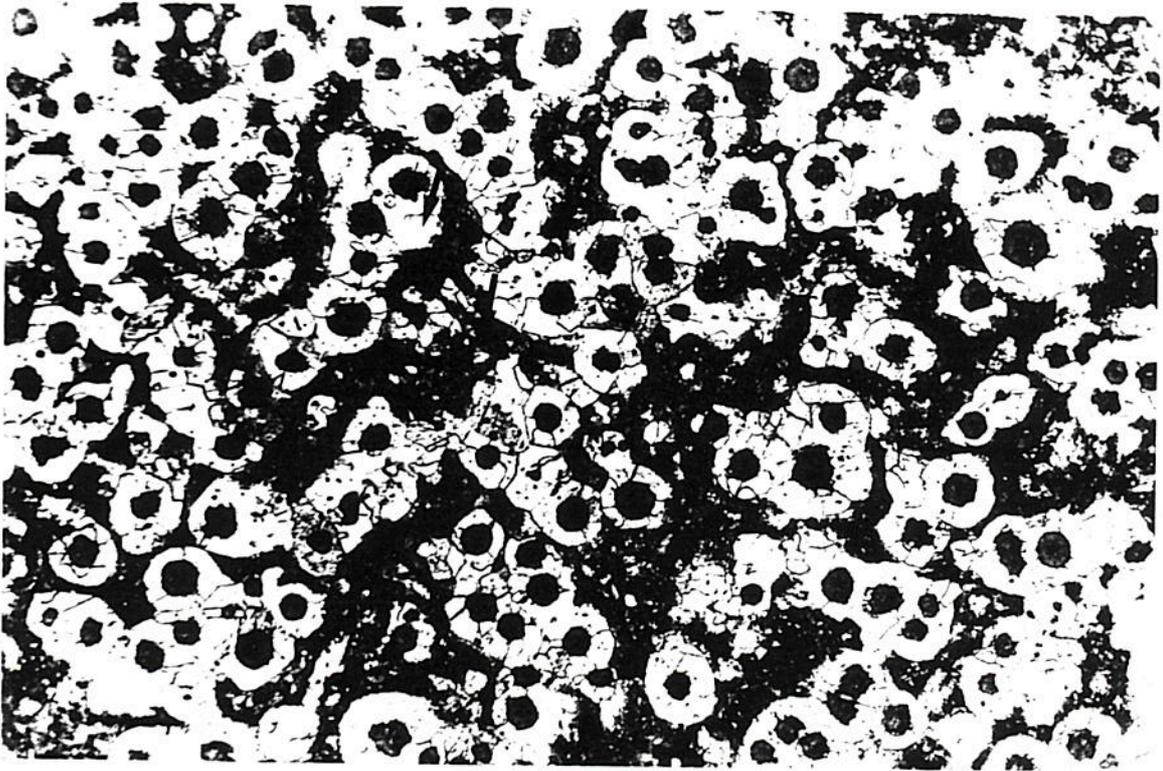
100 $\mu$ m

Figura 23 - Amostra 2 – 1% de cobre sem tratamento térmico – perlita e ferrita (100x)

Amostra 3 – Sem cobre/sem tratamento térmico perlita e ferrita (100x)

Material: ferro fundido nodular hipereutético

Microestrutura: 20% de perlita e 80% de ferrita



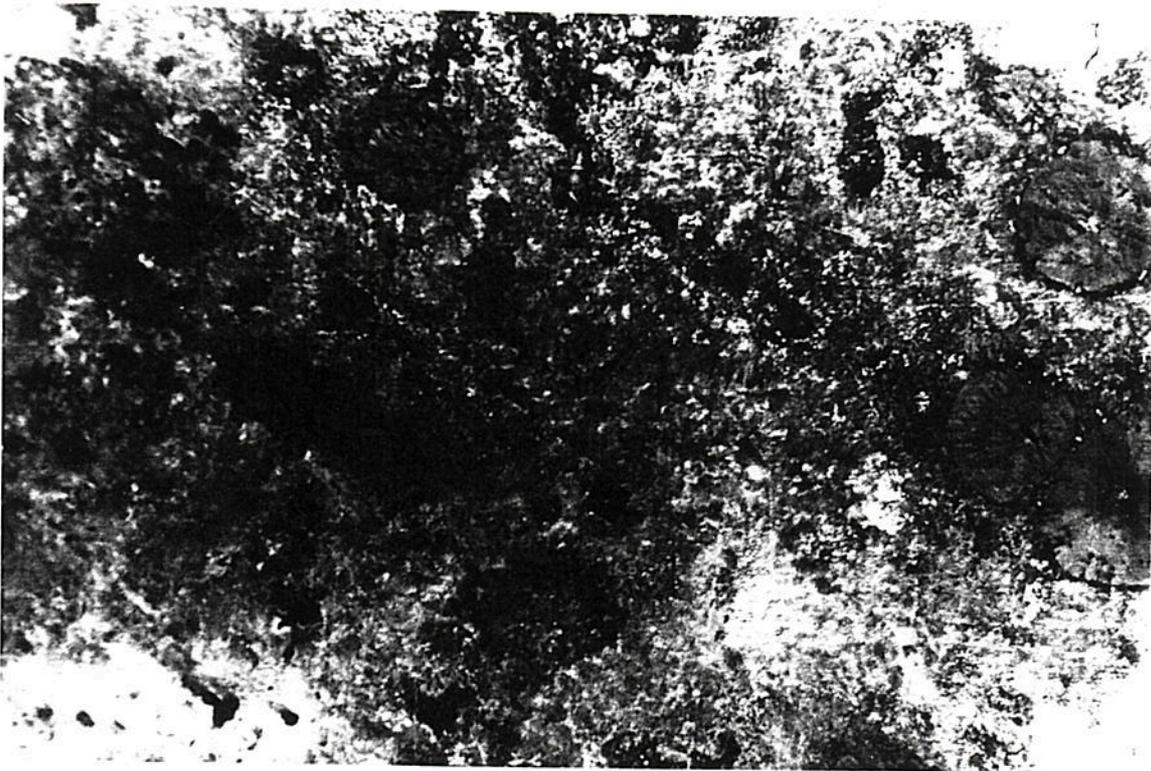
100µm

**Figura 24** - Amostra 3 – sem cobre/sem tratamento térmico perlita e ferrita (100x)

Amostra 4 - 1% de cobre normalizada.

Material: ferro fundido nodular hipereutético

Microestrutura: matriz perlítica



50µm

Figura 25 - Amostra 4 – 1% de cobre normalizada. Matriz perlítica (200x).

Na Figura 27, estrutura totalmente perlítica com adição de 1% de cobre, com tratamento térmico, com uma impressão de 473,1 HV ( valor de dureza Brinell equivalente a 442 HB) comprovando-se, assim, um endurecimento em virtude do aumento de perlita. A amostra apresentada na figura 26 apresentou uma microdureza na ferrita no valor de 257,8HV (valor de dureza Brinell equivalente a 243 HB ) e um valor de de 309,4 Brinell na perlita. Conseqüentemente, o endurecimento da perlita e o efeito perlitizante do cobre provocam elevação do limite de resistência, limite de escoamento e dureza Brinell.

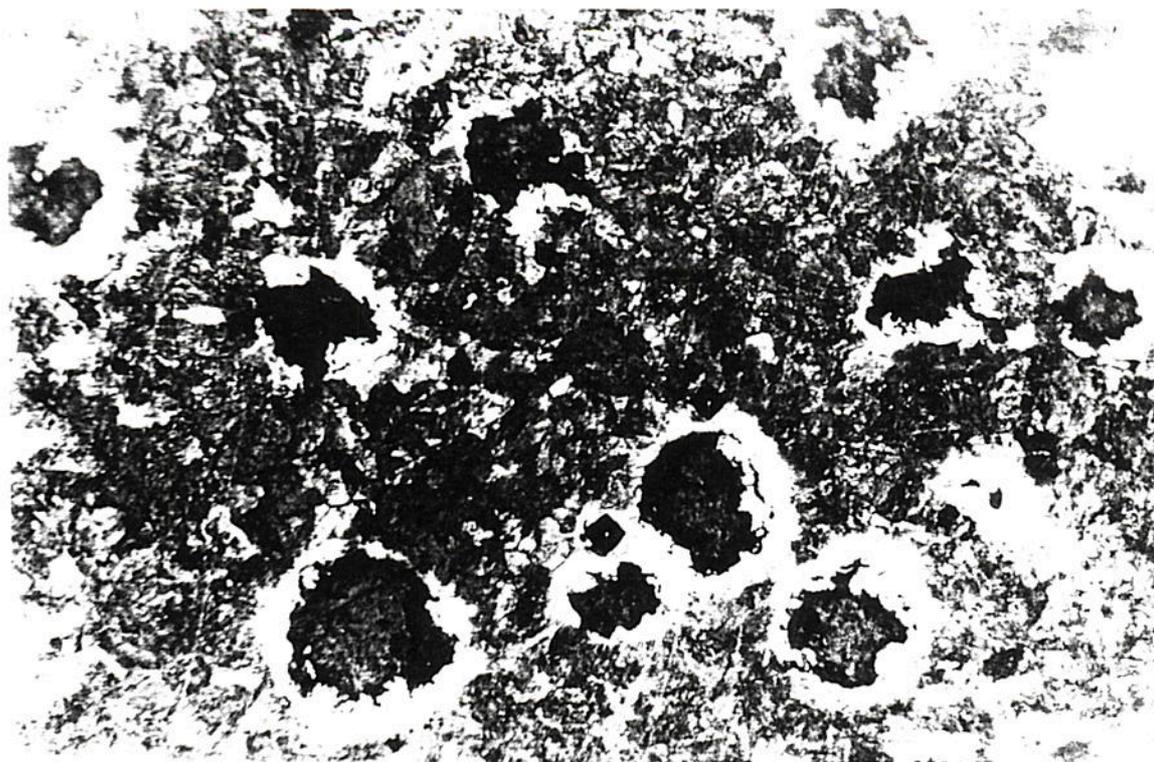
Foram efetuadas microdureza Vickers nas amostras sem cobre normalizadas e sem cobre sem tratamento térmico, conforme definidas:

**Amostra 1 –**

sem cobre normalizada apresentou na perlita um valor de microdureza de 385,9 HV.

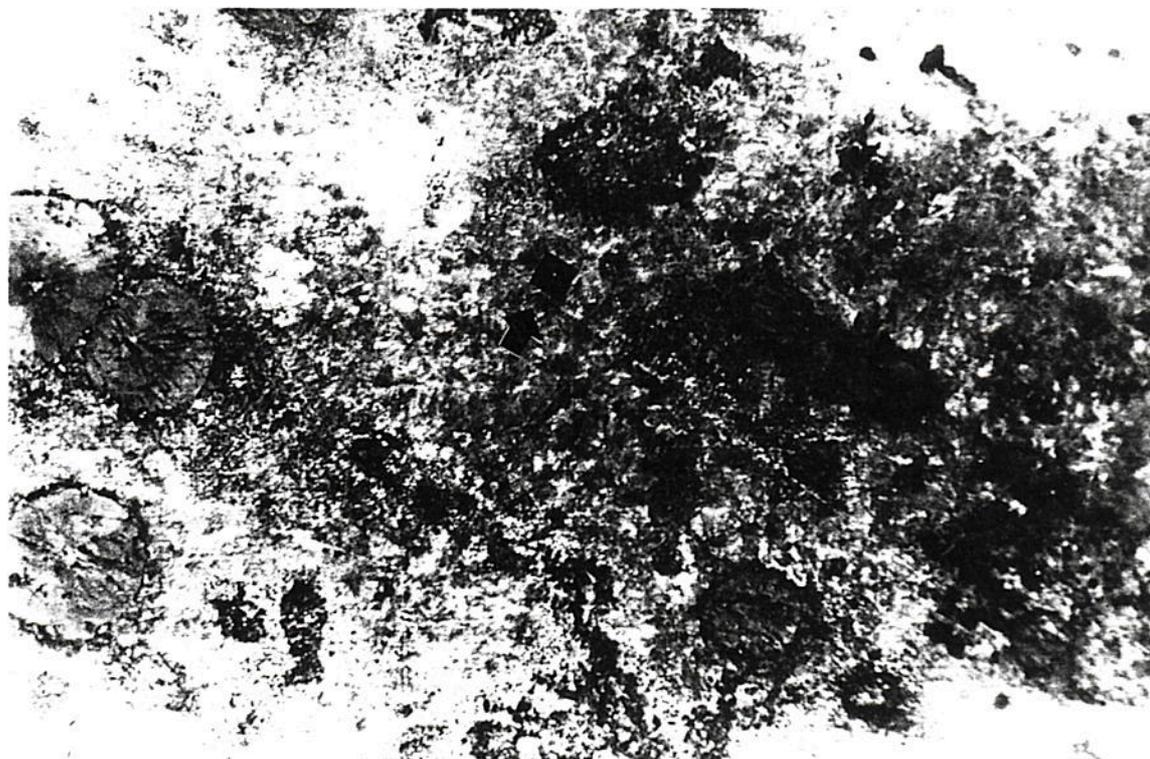
**Amostra 3 –**

sem cobre /sem tratamento térmico um valor de 320 HV na perlita e 142 HV na ferrita, demonstrando que a obtenção de uma estrutura perlítica, pelo processo de normalização, aumenta o valor de dureza.



**Figura 26** – Amostra: 1% de cobre sem tratamento térmico  
(valor de dureza Vickers de 257,8 – 200x)

—  
50µm



**Figura 27** – Estrutura totalmente perlítica - 1% de cobre – normalizada  
(valor de micro-dureza Vickers de 473,1 – 100x)

—  
100µm

### 8.3 - Determinação de dureza Brinell

Na Tabela 10 estão apresentados os resultados médios de dureza Brinell, utilizando-se carga de 187,5 Kgf e esfera de 2,5 mm de diâmetro. Em cada amostra foram feitas cinco impressões de dureza Brinell.

**Tabela 10** - Valores médios de dureza Brinell

Bloco (n <sup>o</sup> )	Identificação	Valores de dureza Brinell (HB)
A	Am1 — sem cobre normalizado (N)	257
B	Am2 — 1% cobre sem tratamento térmico (BF + Cu)	250
C	Am3 — sem cobre sem tratamento térmico (BF)	179
D	Am4 — cobre normalizada (N + Cu)	304

### 8.4 - Resultados dos ensaios de tração

A Tabela 11 apresenta o resultados das propriedades mecânicas realizadas para o ensaio de tração em corpos de prova usinados e padronizados, segundo à norma ASTM A/370/96.

**Tabela 11** - Resultados dos ensaios de tração

Corpo de Prova (No.)	Identificação	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento em 50mm (%)
1	BlocoA-sem cobre normalizada	*	675	2,0
2	BlocoA-sem cobre normalizada	605	664	4,0
3	BlocoB-1%cobre sem tratamento térmico	541	727	3,0
4	BlocoB-1%cobre sem tratamento térmico	490	632	3,5
5	BlocoC-sem cobre sem tratamento térmico	367	547	9,0
6	BlocoC-sem cobre sem tratamento térmico	*	542	10,0
7	BlocoC-sem cobre sem tratamento térmico	333	528	7,0
8	BlocoD-1% cobre normalizada	710	864	3,0
9	BlocoD-1% cobre normalizada	719	783	2,0

**Observação:**

Os corpos de prova números 1 e 6 não apresentaram escoamento definido, caracterizado por patamar.

**8.5 - Resultados de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ )**

Os resultados de tenacidade à fratura são apresentados na Tabela 12.

**Tabela 12** – Resultados de tenacidade à fratura dos ferros fundidos nodulares. A taxa de deslocamento utilizado foi de 0,5mm/min.

Identificação do Bloco	Identificação da amostra	Local retirado do bloco escalonado	Valores de $K_{IC}$ (MPa $\sqrt{m}$ )	Valor médio de $K_{IC}$ (MPa $\sqrt{m}$ )
A	1B – sem cobre normalizada	Menor espessura(e)	34,0	34,3
	1C – sem cobre normalizada	Maior espessura(E)	34,0	
	1D – sem cobre normalizada	Maior espessura(E)	34,7	
B	2A – 1% cobre sem trat.térmico	Menor espessura(e)	30,6	31,0
	2D – 1% sobre sem trat.térmico	Maior espessura(E)	31,4	
C	3A – sem cobre sem trat.térmico	Maior espessura(E)	31,0	32,6
	3A – sem cobre sem trat.térmico	Menor espessura(e)	33,8	
	3C – sem cobre sem trat.térmico	Maior espessura(E)	31,9	
	3D – sem cobre sem trat.térmico	Maior espessura(E)	33,7	
D	4A - 1% cobre normalizada	Menor espessura(e)	38,7	37,6
	4C - 1% cobre normalizada	Maior espessura (E)	36,5	
	4D - 1% cobre normalizada	Maior espessura(E)	37,6	

As Figuras 28, 30, 32, 34, 36, 38, 40 e 42 mostram curvas obtidas nos ensaios de tenacidade à fratura. Destaca-se que para cada ensaio foi gerado um gráfico de ensaio de tenacidade à fratura (força aplicada versus abertura de trinca), resultando um total de 10 curvas obtidas. Apresenta-se a curva de corpos de prova extraído de cada amostra caracterizando o comportamento linear elástico. As outras amostras também caíram no regime linear elástico, não sendo necessária a apresentação de todas as curvas do experimento. As Figuras 29, 31, 33, 35, 37, 39, 41 e 43 mostram a fratura com predominância do micromecanismo de fratura por clivagem.

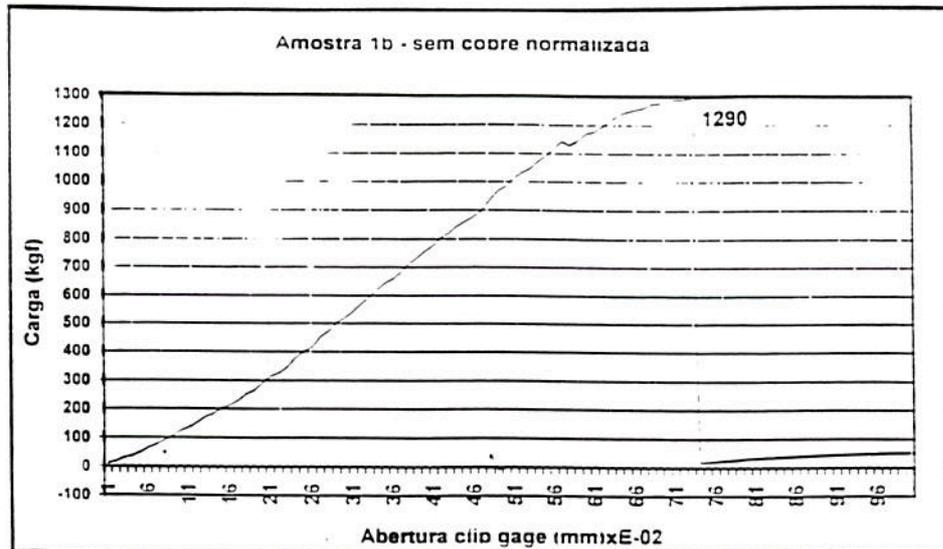


Figura 28 - Curva do ensaio de tenacidade para a amostra n.º 1 (sem cobre normalizada). Valor de  $K_{IC}$  de  $34,3 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$

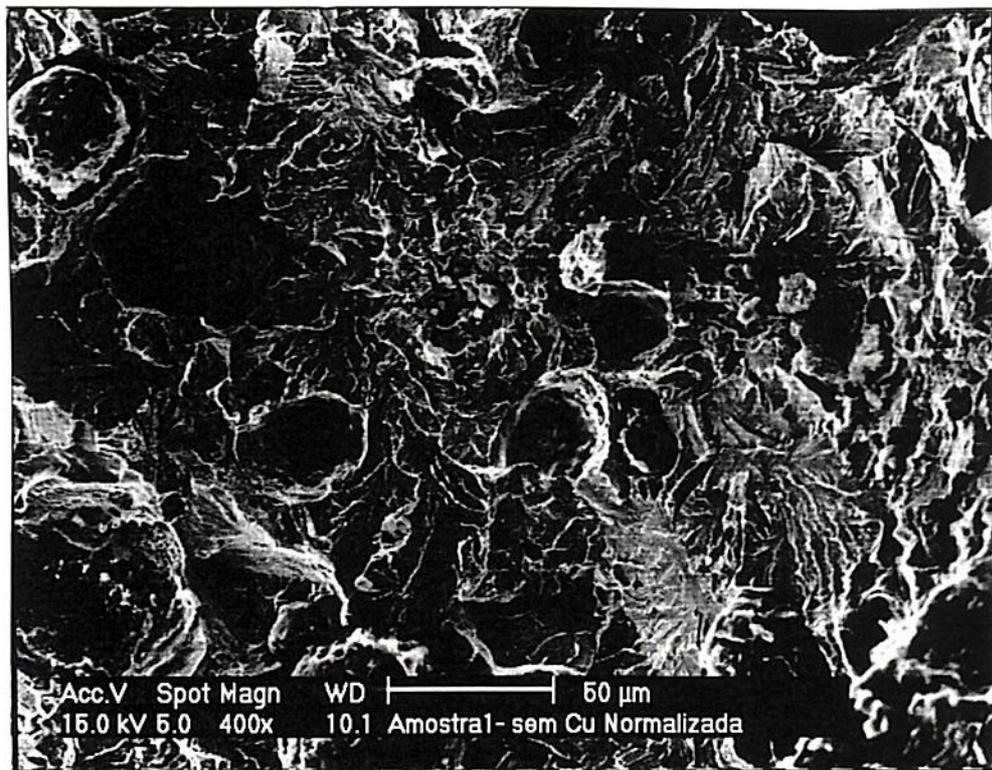
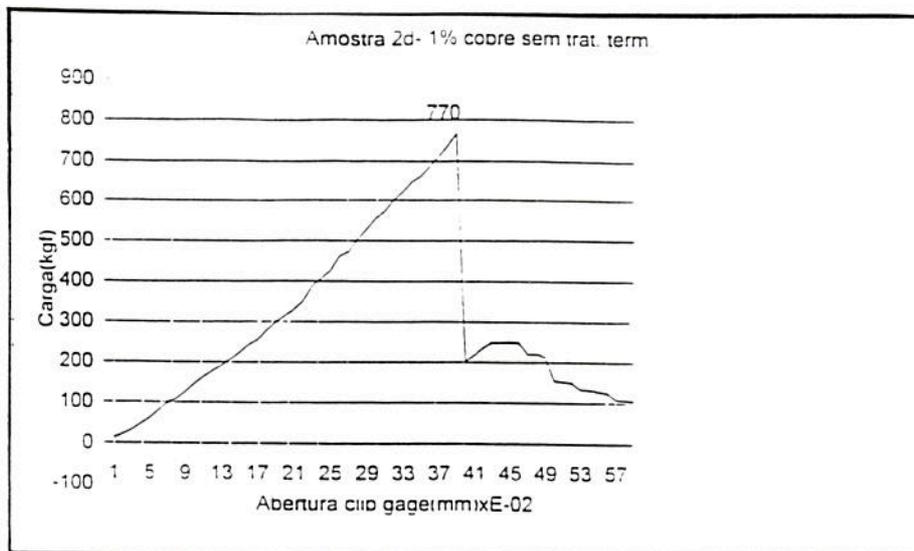
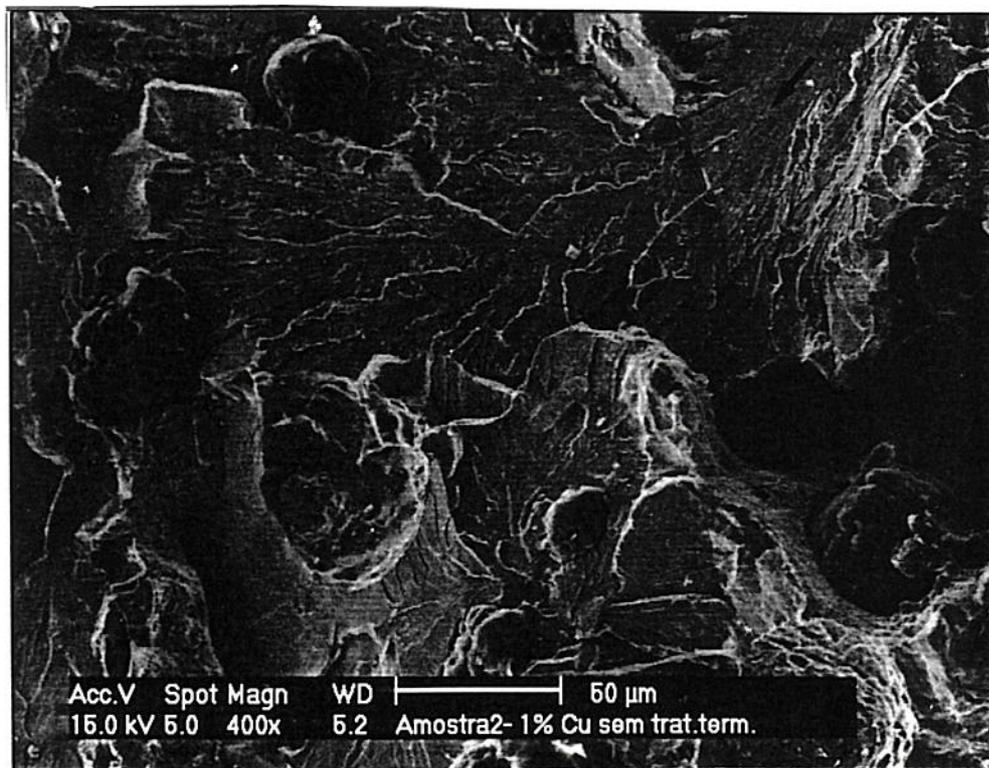


Figura 29 - Amostra 1 - Sem cobre normalizada, caracterizando a fratura com facetas de clivagem. Observa-se facetas finas.



**Figura 30** – Curva do ensaio de tenacidade para amostra n.º 2 (1% cobre sem tratamento térmico). Valor de  $K_{IC}$  de 31,0  $MPa\sqrt{m}$ .



**Figura 31** - Amostra 2 – 1% de cobre sem tratamento térmico mostrando a fratura por clivagem, com facetas refinadas.

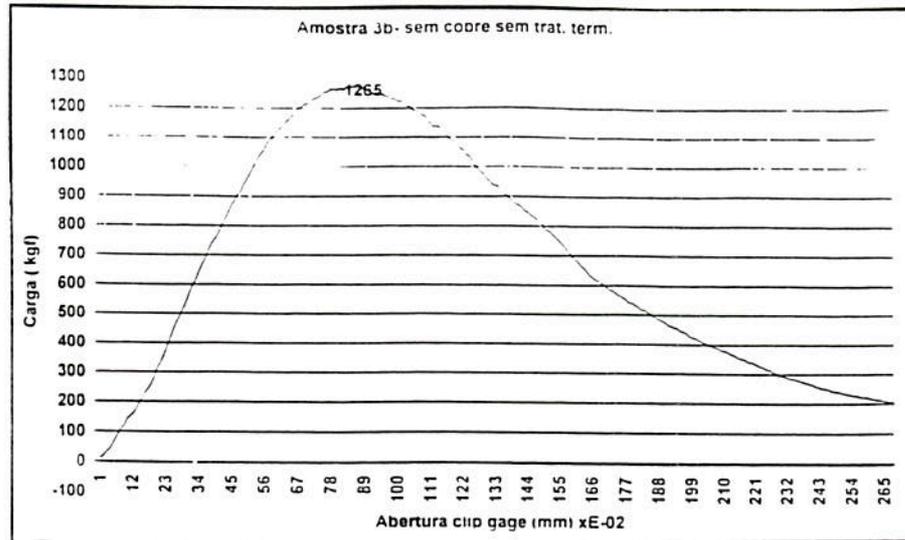


Figura 32 – Curva do ensaio de tenacidade para amostra n.º 3 (sem cobre sem tratamento térmico) Valor de  $K_{IC}$  de 32,6  $MPa\sqrt{m}$ .

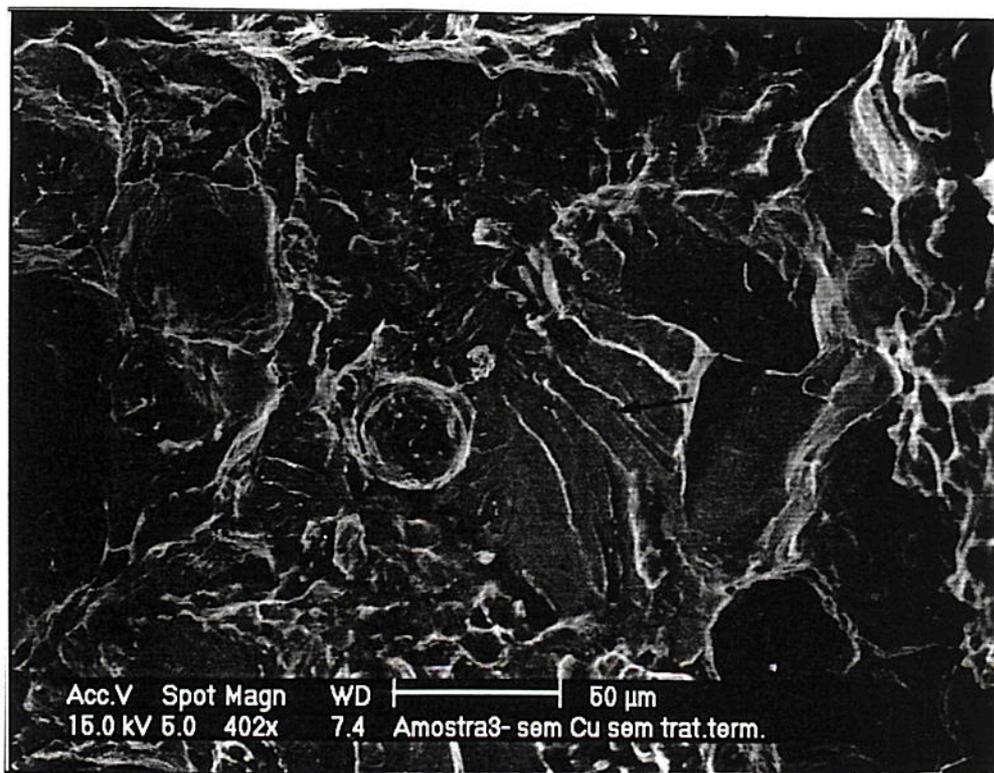


Figura 33 - Amostra 3 - Sem cobre sem tratamento térmico mostrando a fratura por clivagem.

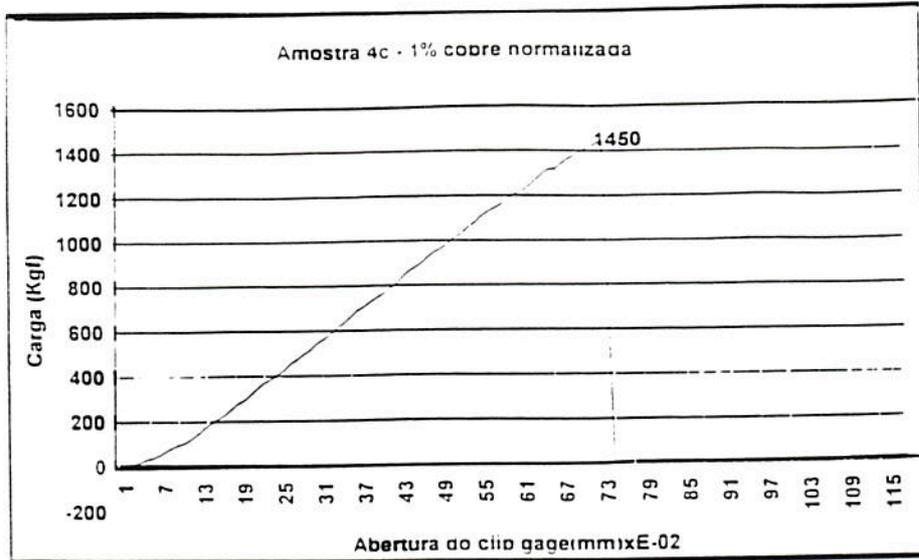


Figura 34 – Curva do ensaio de tenacidade para amostra n.º 4 (1% cobre normalizada) e valor de  $K_{IC}$  de 37,6  $MPa\sqrt{m}$ .

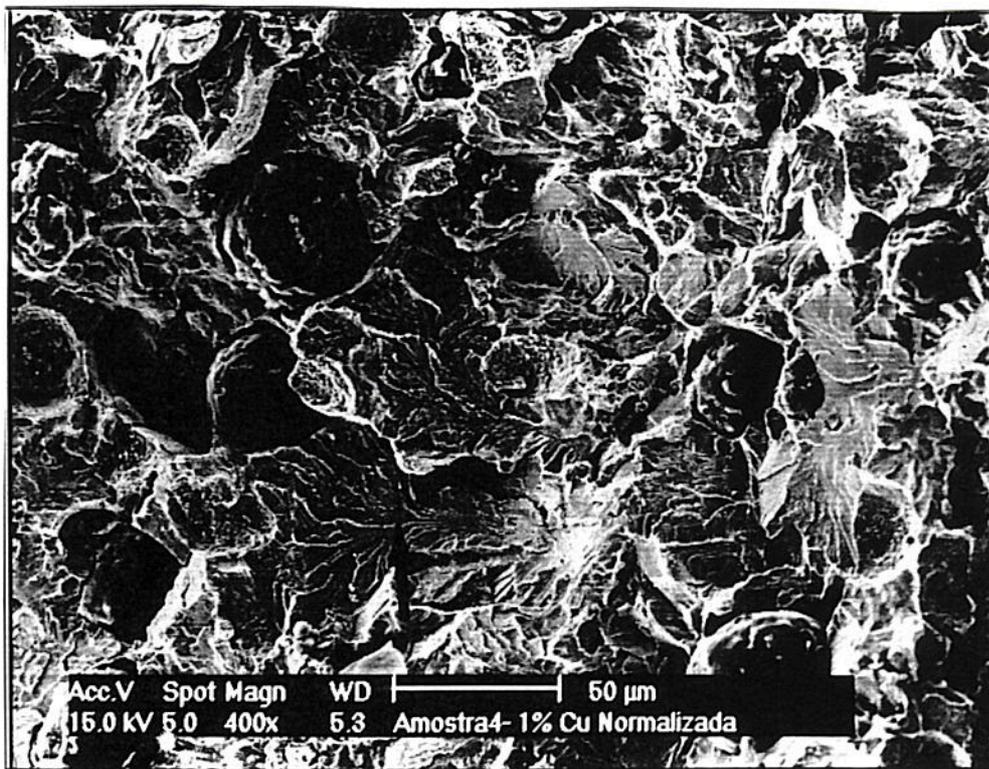


Figura 35 - Amostra 4 – 1% de cobre com tratamento térmico mostrando a fratura por clivagem.

Os requisitos exigidos pela norma ASTM E 399/90, para validade do ensaio de tenacidade à fratura foram satisfeitos. A trinca foi medida após o ensaio de tenacidade e a maior diferença entre duas medidas ficou no máximo 3% do comprimento médio, sendo permitido pela norma até 10%. A espessura para corpos de prova de 15 mm foi suficiente para que os mesmos tivessem um comportamento linear elástico. A relação para o dimensionamento da espessura  $B \geq (2,5.(K_{IC}/\sigma_{esc.})^2$ , com os dados reais de tensão de escoamento, resultaram em uma espessura mínima de 10 mm, logo com 15 mm de espessura, se garantiu a total linearidade das curvas do ensaio de tenacidade.

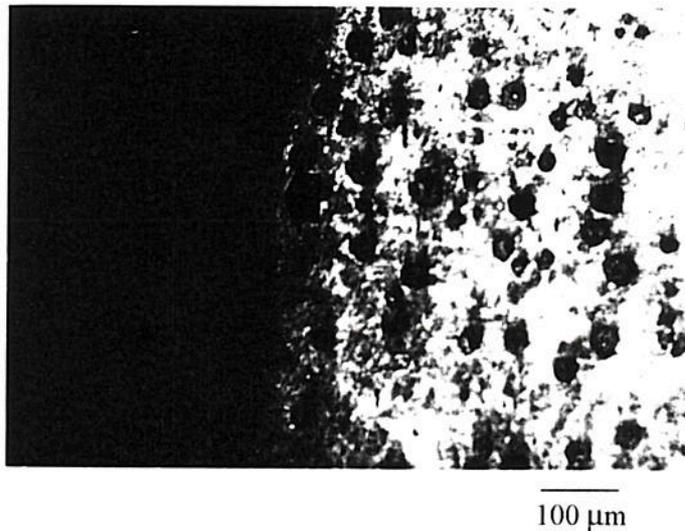
### **8.6 - Metalografia ortogonal da fratura ( $K_{ic}$ )**

A análise fractográfica das amostras metalográficas ortogonais à superfície visam o detalhamento dos micromecanismos de fratura identificando os fatores microestruturais que atuam como nucleadores de trincas e iniciadores de fratura por clivagem. Alguns dados da literatura apontam que um ferro nodular ao ser carregado monotonicamente, daria lugar a um descolamento da interface nódulos/matriz, o que, posteriormente, resultaria em uma deformação da matriz nos arredores dos nódulos, gerando microtrincas nucleadas a partir dos nódulos que surgiriam como ramificações da trinca principal.

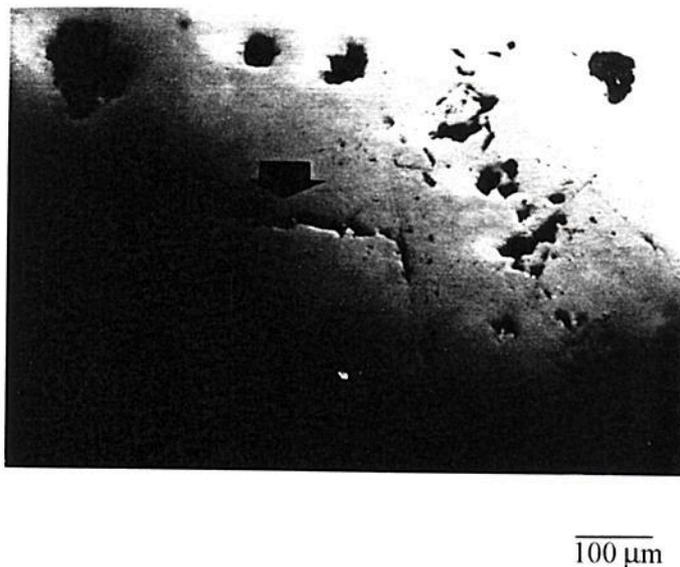
Com a realização das metalografias ortogonais à superfície da fratura, buscou-se a verificação da ocorrência deste descolamento da interface e dos mecanismos que ocorreriam posteriormente a isso.

### 8.6.1 - Amostra 1 - sem cobre normalizada

As micrografias (Figura 36) realizadas ortogonalmente às fraturas mostram que não houve deslocamento da interface matriz/nódulo e observou-se ramificação da trinca principal (Figura 37).



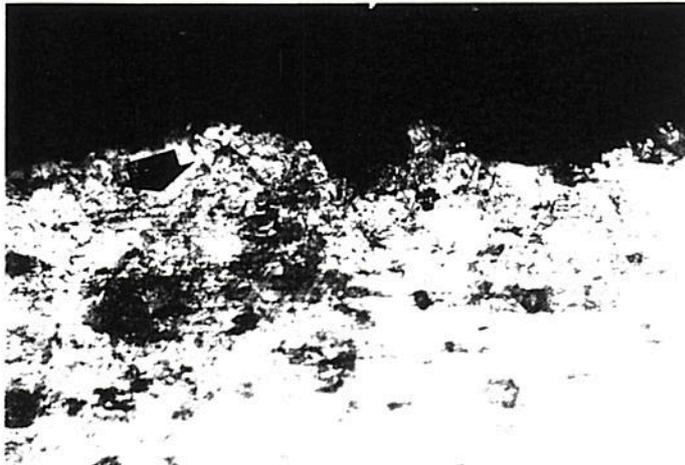
**Figura 36** – Observa-se que não houve deslocamento da interface matriz/nódulo.



**Figura 37** – Observa-se ramificação da trinca principal .

### 8.6.2 - Amostra 2 - 1% de cobre sem tratamento térmico

Na Figura 38, nota-se incidência de ramificações da trinca principal e, ao mesmo tempo, observa-se que não houve descolamento da interface nódulo/matriz (Figura 39).



100  $\mu\text{m}$

Figura 38 – Ramificação da trinca principal

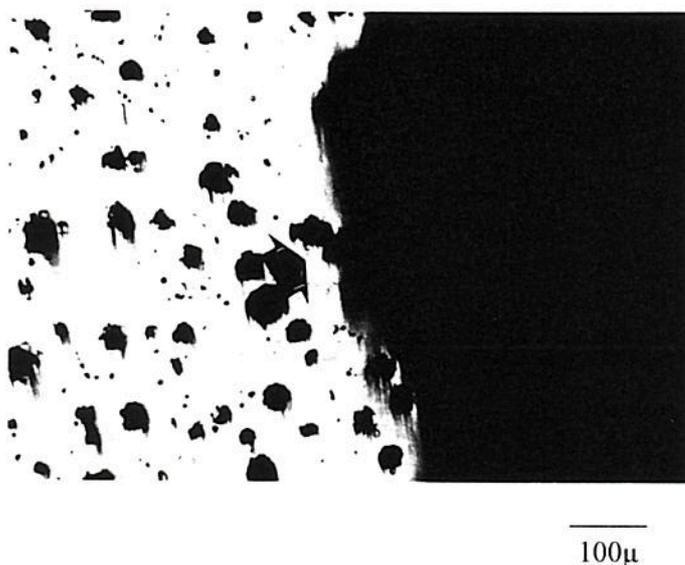


100  $\mu\text{m}$

Figura 39 – Observa-se o não descolamento da interface nódulo/matriz .

### 8.6.3 - Amostra 3 - sem cobre - sem tratamento térmico

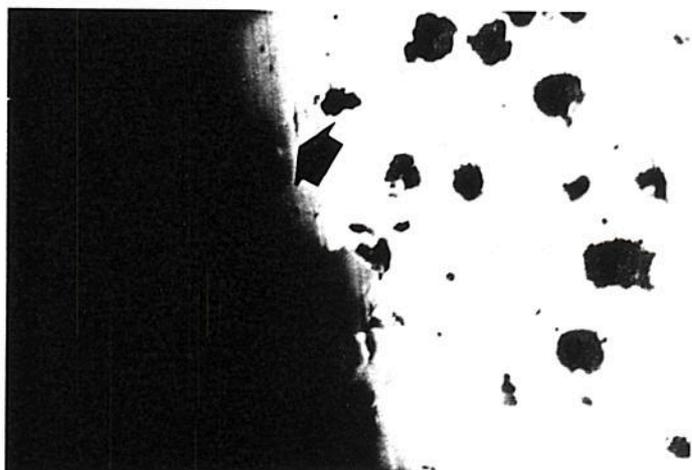
Na Figura 40, observa-se o não descolamento da interface nódulo/matriz. Não foi observada incidência de trincas secundárias ou ramificações da trinca principal.



**Figura 40** - Não houve deslocamento da interface nódulo/matriz e não há incidência de trincas secundárias ou manifestações da trinca principal (100x)

### 8.6.4 - Amostra 4 - 1% de cobre normalizada

Na Figura 41 observa-se o não descolamento da interface matriz/nódulo. Não foi constatada incidência de trincas secundárias ou ramificações da trinca principal.



**Figura 41** - Não houve descolamento da interface matriz/núcleo. Observa-se que não ocorreu incidência de trinças secundárias ou ramificações da trinca principal .

### **8.7 - Análise metalográfica a fratura através da microscopia eletrônica**

Para uma melhor visualização do efeito dos nódulos no mecanismo de fratura, utilizou-se da microscopia eletrônica de varredura. Buscou-se avaliar o comportamento das trinças e microtrinças em relação a atuação do nódulo no mecanismo de fratura, no sentido de localizar onde existe ou não cegamento, ou nucleação das respectivas trinças e microtrinças.

#### **8.7.1 - Amostra 1 - sem cobre normalizada**

A amostra 1 - sem cobre normalizada, apresenta fortes evidências, em geral, de que os nódulos não atuam no sentido de nuclear as microtrinças e, sim no sentido de cegar a frente de propagação destas. Na figura 42 vê-se, claramente, a propagação da trinca entre as lamelas de perlita, ou seja, ela percorre o espaço lamelar. Na figura 43, as facetas de clivagem caracterizam o sentido de propagação da trinca, evidenciando, assim, a propagação da trinca no sentido de chegar no nódulo e ser cegada pelo mesmo.

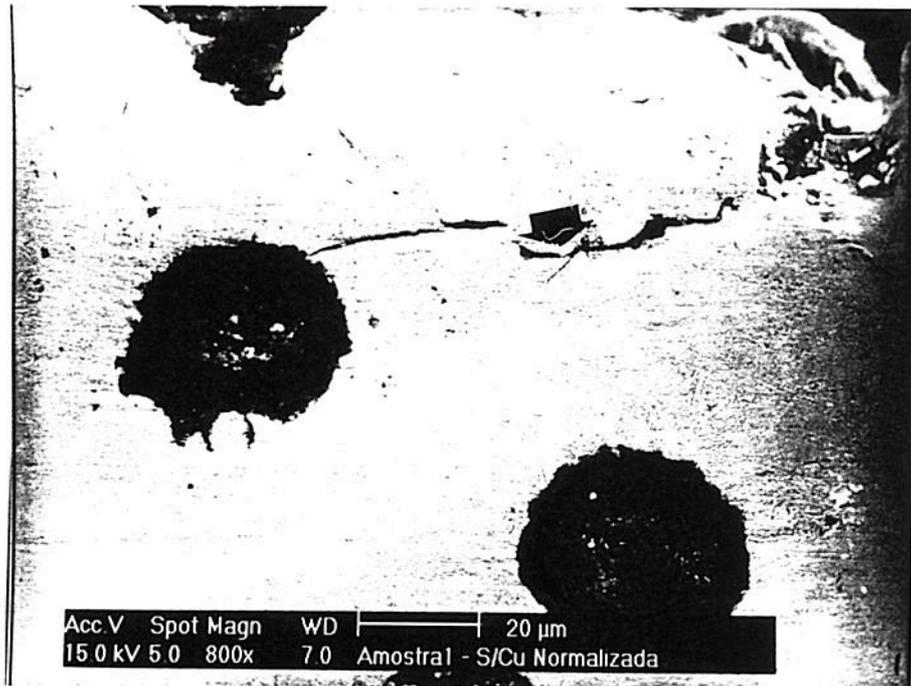


Figura 42 - Amostra 1 - Sem cobre normalizada. Propagação da trinca perpendicular às lamelas da perlita. A → seta indica a trinca.

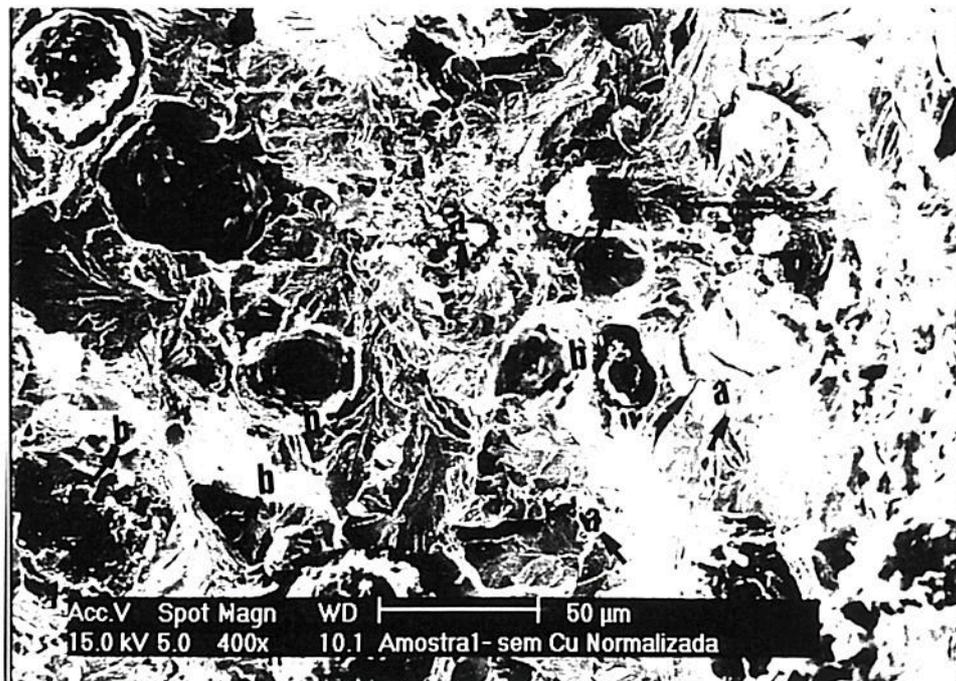
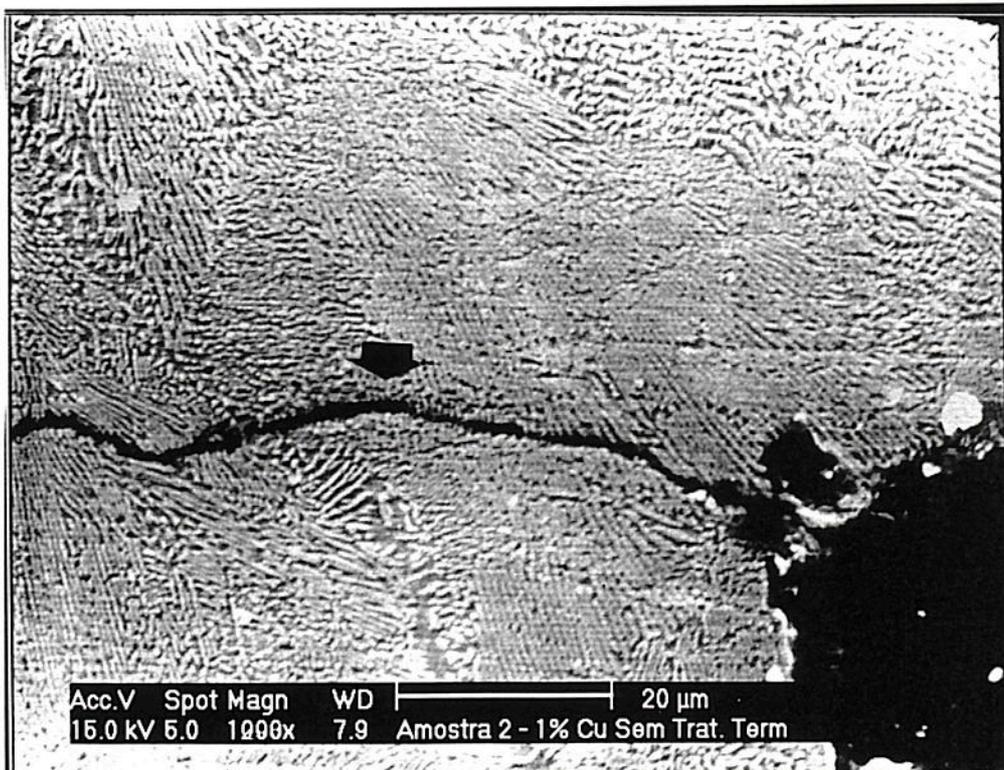


Figura 43 - Amostra 1 - Sem cobre normalizada. Facetas de clivagem caracterizando o sentido de propagação de trinca até o nódulo, onde a mesma sofre cegamento .

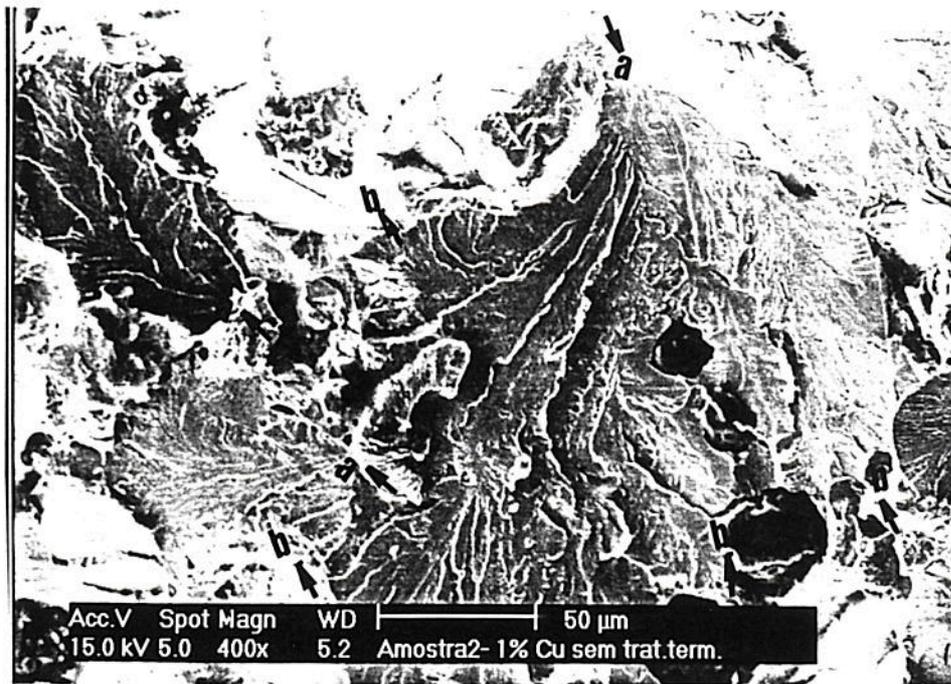
- ➔ a = nucleação da trinca, originária de uma região intercelular;
- ➔ b = dimples – deformação plástica, mostrando o cegamento da trinca.

### 8.7.2 - Amostra 2 - 1 % de cobre sem tratamento térmico

A amostra 2 - 1% de cobre, sem tratamento térmico, figura 44, apresenta ramificações da trinca principal. O sentido da trinca secundária foi em direção ao nódulo, onde a mesma sofre o processo de cegamento. Na figura 45 nota-se as linhas de clivagem associadas à trinca em direção ao nódulo, portanto, a trinca sofreu processo de cegamento.



**Figura 44** - Amostra 2 - 1 % de cobre sem tratamento térmico. Ramificações da trinca principal e surgimento de trincas secundárias. A → seta indica a trinca.



**Figura 45** - Amostra 2 – 1% de cobre sem tratamento térmico. Linhas de clivagem associadas à direção da trinca no sentido de ser cegada pelo nódulo .

- ➡ a = nucleação da trinca, originária de uma região intercelular;
- ➡ b = dimples – deformação plástica, mostrando o cegamento da trinca.

### **8.7.3 - Amostra 3 - sem cobre sem tratamento térmico.**

A Figura 46, caracteriza o início de uma microtrinca, partindo de uma região intercelular (porosidade), indo em direção ao nódulo, sofrendo assim, seu cegamento.

Nota-se na Figura 47, a região intercelular (microporosidades) e as facetas de clivagem, indicando o início da microtrinca, exatamente para esta região.

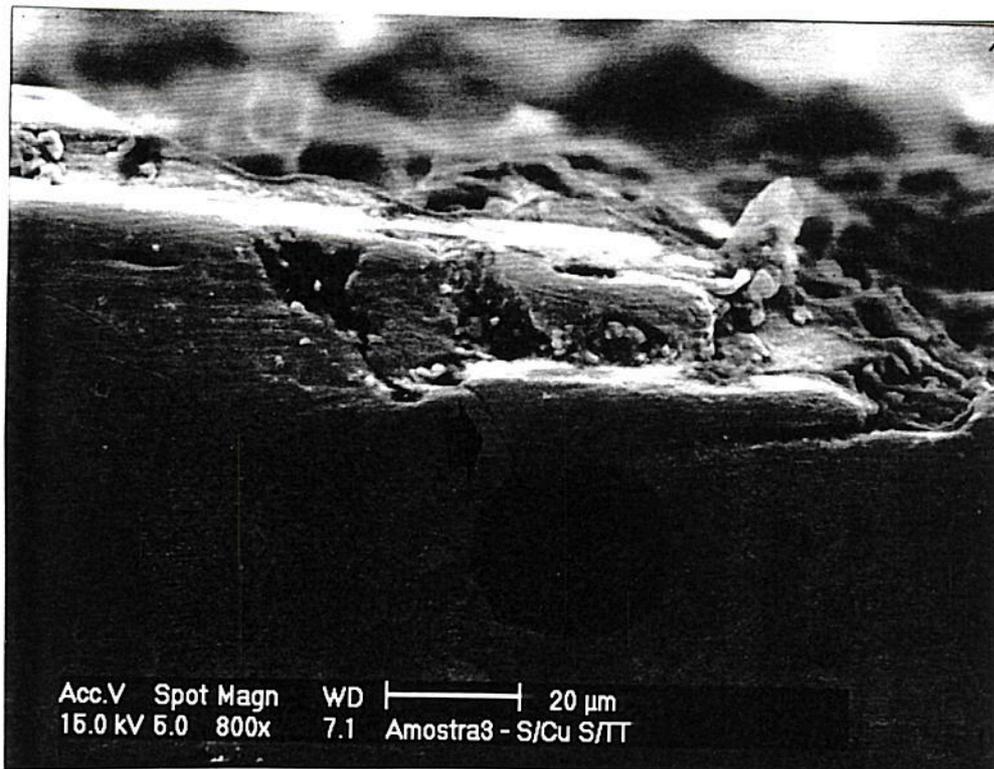


Figura 46 - Amostra 3 - Sem cobre sem tratamento térmico. Início de uma microtrinca, partindo de uma região intercelular.

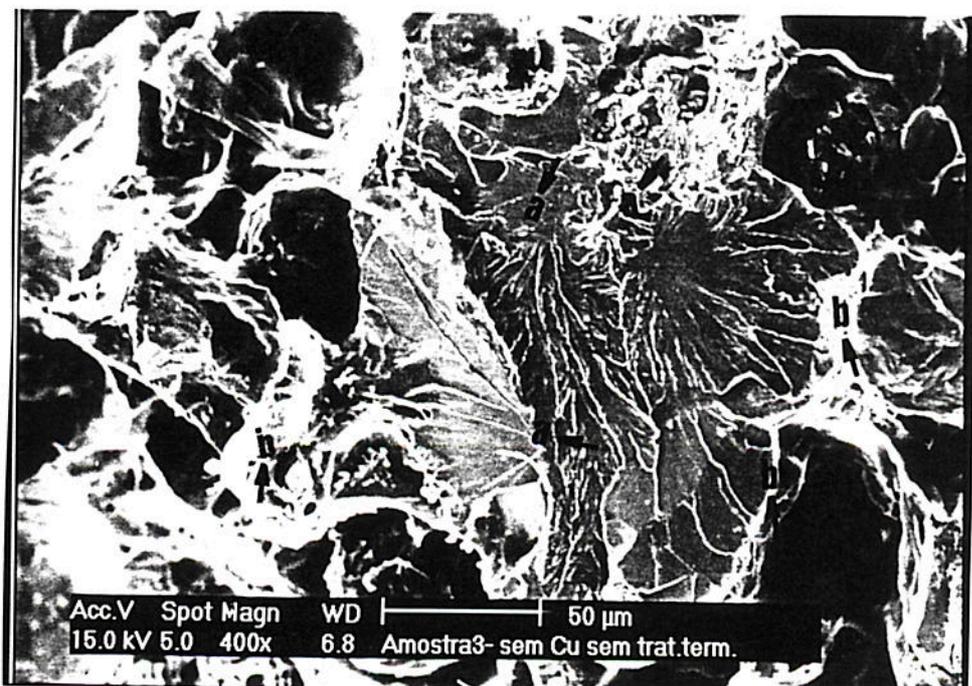
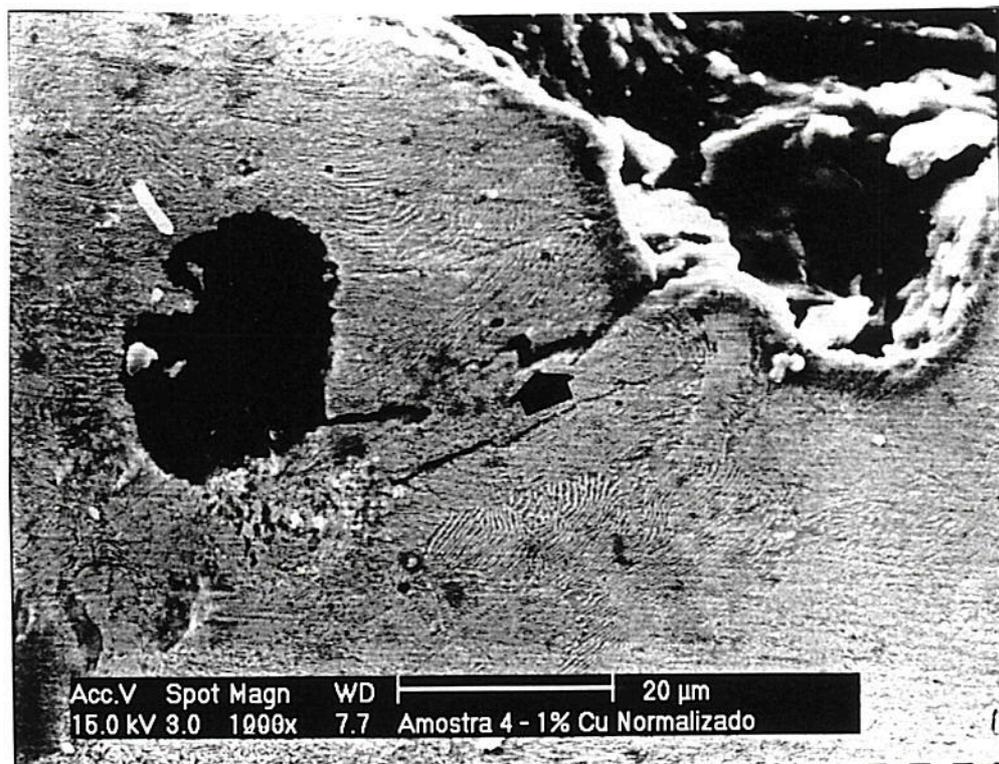


Figura 47 - Amostra 3 - Sem cobre sem tratamento térmico. Facetas de clivagem, indicando início da microtrinca. A trinca nucleou em uma região intercelular, propagando no sentido de desviar os nódulos.

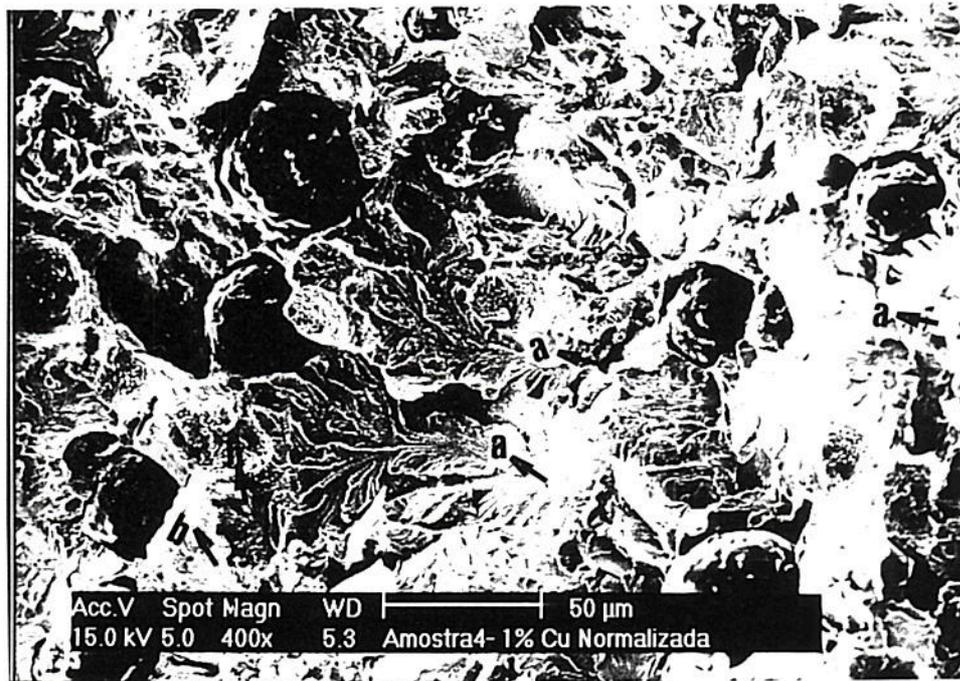
- ➔ a = nucleação da trinca, originária de uma região intercelular;
- ➔ b = dimples – deformação plástica, mostrando o cegamento da trinca.

#### 8.7.4 - Amostra 4 - 1% de cobre normalizada

A amostra 4 - 1 % de cobre normalizada, figura 48, mostra que os nódulos não atuam no sentido de nuclear as microtrincas e, sim, no sentido de cegar a frente de propagação destas. Observa-se uma microtrinca e um nódulo, ao mesmo tempo, nota-se a influência de uma região intercelular (rica em impurezas segregadas e até presença de microporosidades). A região intercelular, indica o início desta trinca. Na figura 48(a) observa-se fratura com predominância de facetas de clivagem.



**Figura 48** - Amostra 4 - 1% de cobre normalizada. Cegamento de microtrincas associadas a nódulo partindo de uma região intercelular. A → seta indica caminho da trinca.



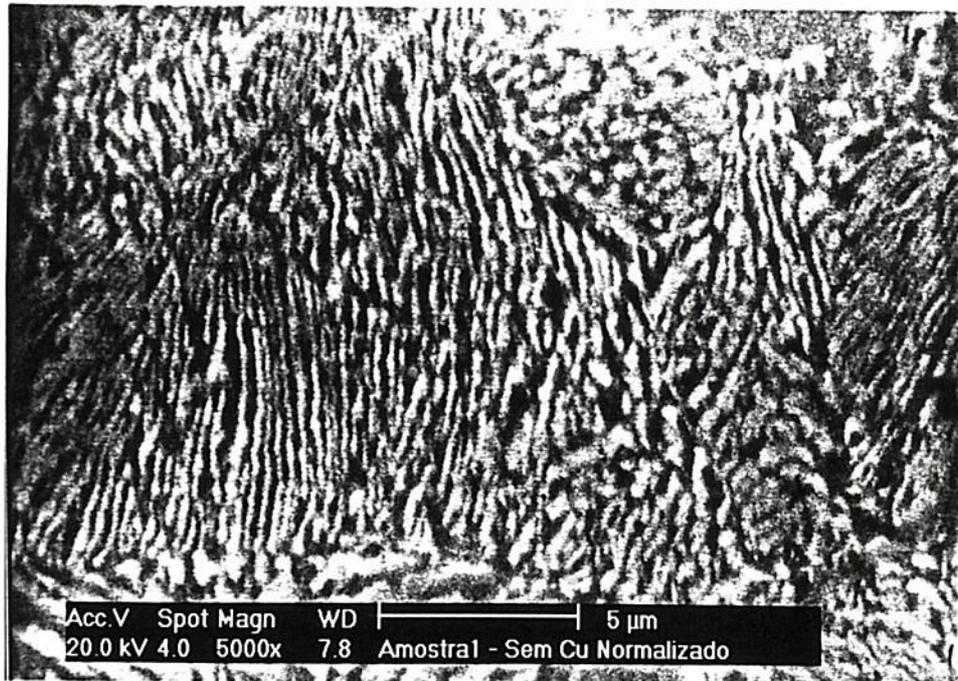
**Figura 48(a)** - Amostra 4 – 1% de cobre normalizada. Facetas de clivagem, indicando que a trinca nucleou numa região intercelular e que se propagou no sentido de desviar dos nódulo.

- ➡ a = nucleação da trinca, originária de uma região intercelular;
- ➡ b = dimples – deformação plástica, mostrando o cegamento da trinca.

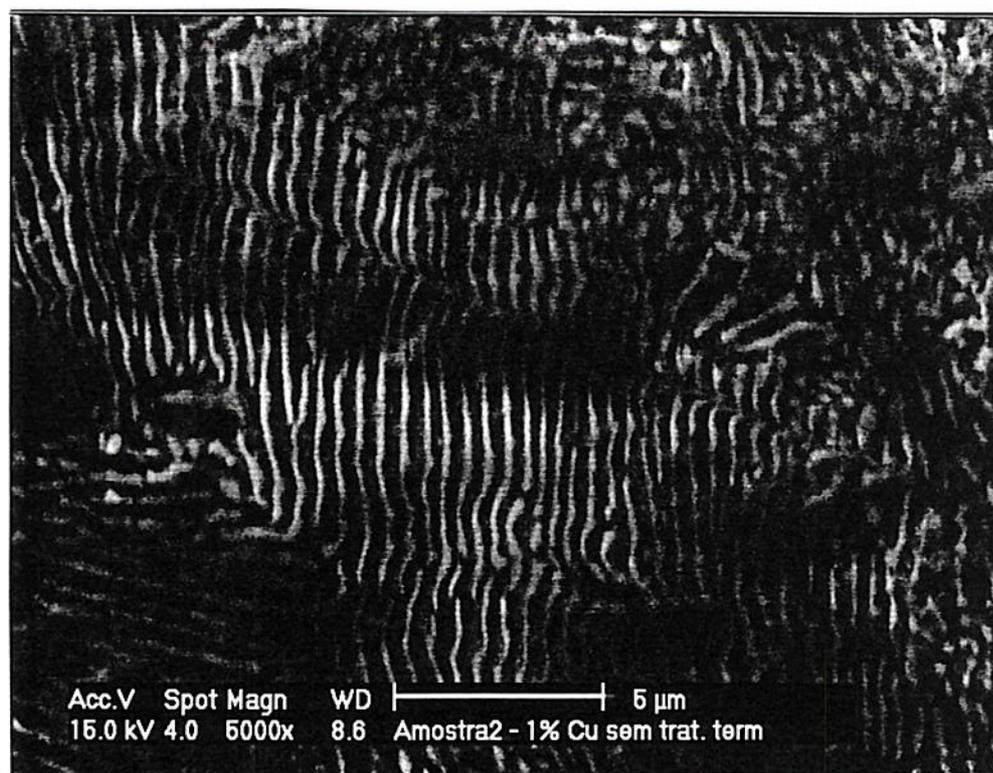
As análises fractográficas com auxílio da metalografia ortogonal das amostras mostram fortes evidências de que o processo de fratura ocorre predominantemente com nucleação nas regiões intercelulares, ou seja, partindo de defeitos em regiões segregadas por impurezas e microporosidade, buscando sempre o caminho de cegamento em um nódulo. Em todas as amostras analisadas constatou-se a presença de dimples(➡ b), ou seja uma deformação plástica, contribuindo assim para uma variação de tenacidade.

### 8.7.5 - Análise do espaçamento lamelar

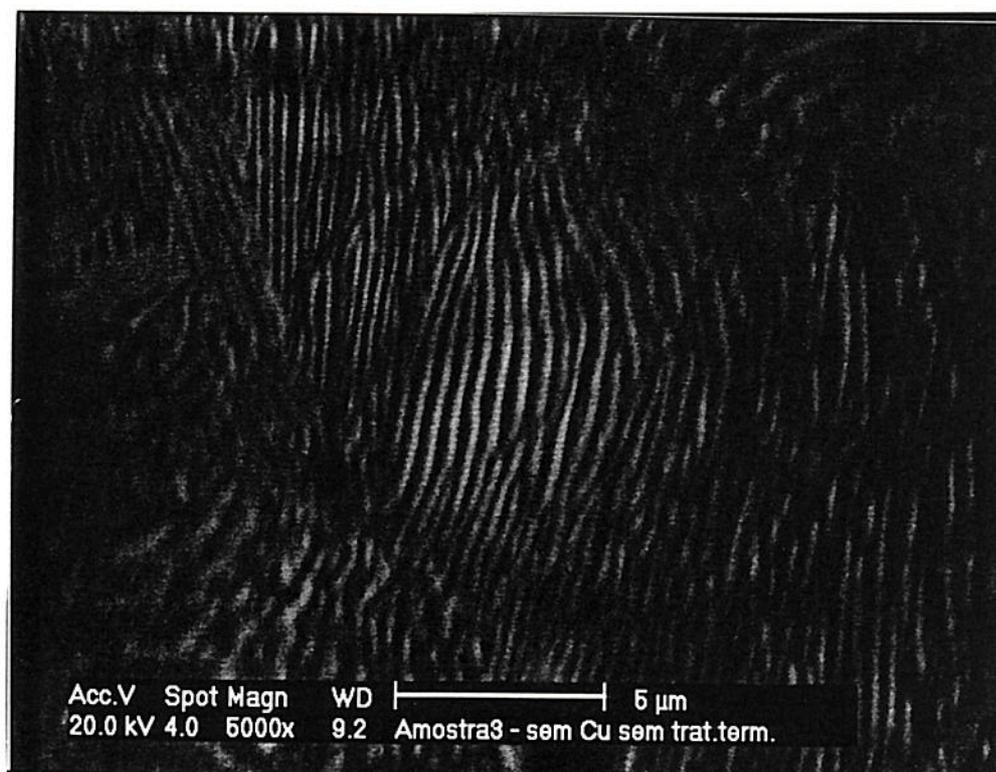
Foram feitas avaliações dos espaçamentos lamelares das amostras do experimento. As Figuras 49, 50, 51 e 52 mostram os espaços lamelares perlíticos.



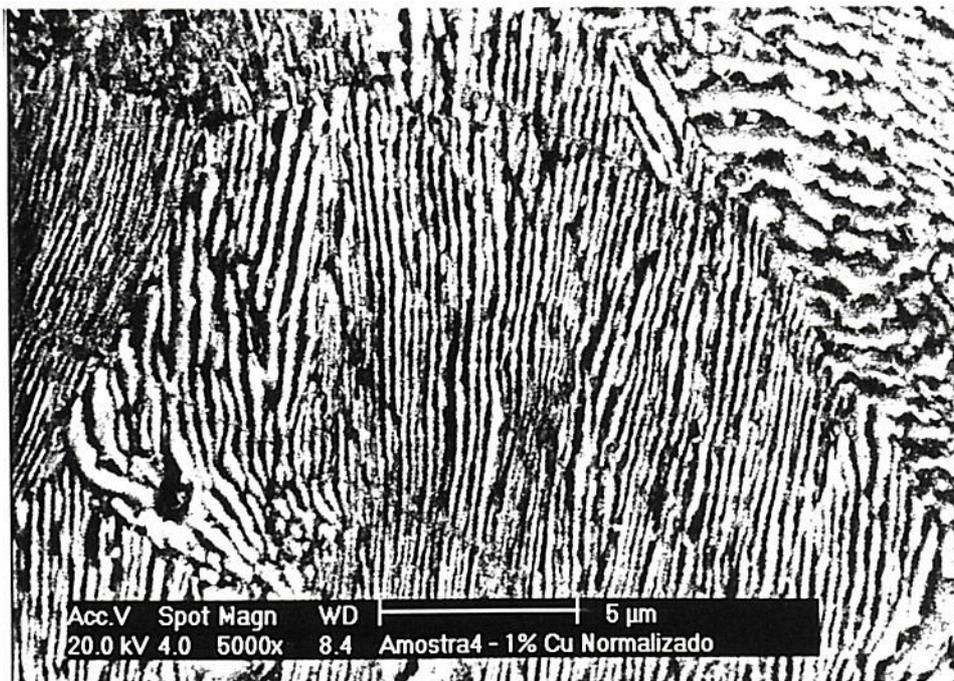
**Figura 49** - Amostra 1 - Espaço lamelar perlítico da amostra 1. Sem cobre normalizada.



**Figura 50** - Amostra 2 - Espaço lamelar perlítico da amostra 2 - 1% de cobre sem tratamento térmico.



**Figura 51** - Amostra 3 - Espaço lamelar perlítico da amostra 3 - Sem cobre sem tratamento térmico.



**Figura 52** - Amostra 4 - 1% cobre com tratamento térmico.

A Tabela 13, define os valores de espaçamento lamelar em micrA de cada amostra representadas nas Figuras anteriores.

Tabela 13 – Valores de espaçamento lamelar

Amostra (n°)	Identificação	Valores de espaçamento lamelar ( $\mu\text{m}$ )	Média de valores( $\mu\text{m}$ )
1	Amostra A – sem cobre normalizada	0,22-0,22-0,23-0,21-0,24	0,22
2	Amostra B – 1% de cobre sem tratamento térmico	0,21-0,22-0,24-0,26-0,25	0,23
3	Amostra C – sem cobre sem tratamento térmico	0,33-0,32-0,34-0,35-0,31	0,33
4	Amostra D – 1% de cobre normalizada	0,20-0,22-0,23-0,24-0,27	0,23

Os valores apresentados na Tabela 13 são média de 5 medidas em cada amostra.

## 5. ANÁLISE DOS RESULTADOS

A Tabela 14 mostra um quadro geral de todas as propriedades analisadas nas amostras experimentais do ferro fundido nodular.

**Tabela 14** – Quadro geral de todas as propriedades nas amostras experimentais do ferro fundido nodular

Propriedades	1 – sem cobre normalizada (N)	2 – 1% sem tratam. térmico (BF)	3 – sem cobre tratam. térmico (BF)	4 - 1% cobre normalizada (N + Cu)
Microestrutura	perlita	Perlita/ferrita	Perlita/ferrita	perlita
Dureza Brinell (HB)	257	250	179	304
Nódulos (n°)	6	5	6 e 7	5 e 6
Grau de nodularização (%)	90	90	90	90
Nódulos (nódulo/mm <sup>2</sup> )	50	75	125	50
K <sub>IC</sub> (MPa√m)	34,3	31,0	32,6	37,6
Espaço lamelar (μm)	0,22	0,23	0,29	0,23
Limite de resistência (MPa)	669	679	544	823
Limite de escoamento (MPa)	605	515	350	714
Alongamento 50 mm (%)	3,5	4,5	9,0	2,5

Observando-se a Tabela 14, nota-se que o tratamento de normalização propiciou um aumento nos valores de tenacidade apesar da diminuição do teor de ferrita que esta presente nas amostras 1% de cobre sem tratamento térmico e amostra sem cobre/ sem tratamento térmico. Essa explicação, se deve ao fato do refinamento da estrutura no tratamento de normalização.

A Figura 29 (sem cobre normalizada) e Figura 35 (1% cobre normalizada) apresentam o refino da estrutura.

As Figura 31 (1% cobre sem tratamento térmico) e Figura 33 (sem cobre sem tratamento térmico), estados bruto de fusão, mostram facetas de clivagem mais grosseiras em relação às normalizadas.

Nota-se que um aumento de ferrita, Tabela 12 (amostras 2 e 3), acarretou na diminuição de dureza, limite de escoamento e limite de resistência.

Outra análise importante é que o processo de adição de cobre, associado à normalização, afeta significamente o limite de resistência, fazendo com que o material classe FE 5007 (bruto de fusão – 1% de cobre) passe para uma classe FE7002.

Em relação ao espaçamento lamelar, a amostra 4 (1% de cobre normalizada) apresenta um espaçamento de 0,23  $\mu\text{m}$ , menor do que o da amostra sem cobre sem tratamento térmico), acarretando com isso, um aumento no valor de tenacidade, que passa de 32,66 para 37,63 justificando assim que o espaçamento lamelar afeta diretamente a espessura da cementita, um espaçamento menor, implica em uma menor espessura da cementita(26), conseqüentemente maior tenacidade, maior refinamento da estrutura e maior quantidade de perlita.

Em relação ao comportamento da retirada dos corpos de prova das regiões de menor e maior espessura dos blocos escalonados (15mm e 25 mm), os valores obtidos nos ensaios de tenacidades foram equivalentes. As observações metalográficas de fato nem chegaram a permitir uma diferenciação da microestrutura em relação aos nódulos das duas regiões (presença de microrechupes, morfologia da grafita), evidenciado que a alimentação das peças era suficiente.

## CONCLUSÃO

O desenvolvimento dos métodos e ensaios aplicados neste trabalho e analisados, levaram às seguintes conclusões:

- ± O tratamento térmico refina a estrutura, tanto a nível dos tamanhos das colônias perlíticas quanto do espaçamento lamelar da perlita;
- ± A adição de cobre aumenta a quantidade de perlita e aumenta o limite de resistência;
- ± A amostra 2 (1% de cobre sem tratamento térmico) apresentou uma superfície de fratura e clivagem mais grosseira em relação a amostra 4 (1% de cobre normalizada);
- ± A adição de elementos refinadores da microestrutura associados à normalização afetam positivamente à tenacidade mantido constante o percentual da perlita (AM1 e AM4);
- ± A análise fractográfica indicou que defeitos de fundição (microrechupes e porosidades) apresentam influência na nucleação de trincas;
- ± O cobre quando adicionado no teor de 1% não interfere na natureza da grafita nodular;
- ± A adição de 1% de cobre permite obter, para as espessuras utilizadas, uma matriz de ferro fundido nodular hipereutético totalmente perlítico, com o tratamento térmico de normalização;

- ± Com 1% de cobre sem tratamento térmico, obtivemos um FE 6002 e, com 1% de cobre normalizado, obtivemos um FE 7002, classificação essa, segundo a NBR 6916/81;
- ± Não houve influência da espessura (de 15 mm para 25 mm) em relação a valores de tenacidade para cada amostra do experimento evidenciando que as condições de solidificações foram similares.

## SUGESTÕES

Sugestões para futuros trabalhos:

- ❶ A necessidade de se fazer um estudo mais profundo em relação ao comportamento a nível de fases ( incluído estudos de nucleação, solução sólida intersticial, vazios, etc...), quando da adição de 1% cobre em ferro fundido nodular submetido à normalização e;
- ❷ Influência da corrosão no processo de adição de 1% de cobre em ferro fundido nodular associada a tenacidade à fratura.

## BIBLIOGRAFIA

- 1 - De Sy., A Copper in Cast Iron - Trans. AFS. v. 67 p.321, 1959.
- 2 - Pelleg, J., Copper in Cast Iron - The British Foundryman – v. LVI, nº 11, p.482, 1963.
- 3 - Buhr, R.K - The effects of Pb, Sb, Bi and Ce on microstructure of heavy section nodular iron castings - Trans. AFS, v.79, p. 247, 1971.
- 4 - Mayer, H.E Hammerli, F. - Practical and technical experience gained in the production of high quality spheroidal graphite iron - Foundry Trade Journal, v.133, nº 2911 e 2912, p. 341; 371; 21 e 28 in setembro, 1972.
- 5 - Mayer H.E Hammerli, F. Production of high grade spheroid graphite casting - experience and knowledge acquired - The British Foundryman, vol. LXIV, nº 3, p. 95, 1971.
- 6 - Pearce, J. G. E Bromage, K.- Copper in malleable spheroid graphite and white irons - Foundry Trade Journal, v.118, nº 2517, p.257, 1965.
- 7 - Carter N.- Effect of copper in heavy section nodular iron castings - Foundry Trade Journal, v.121 - nº 2605, p.607, 1966.
- 8 - Baruch, T.R; Stone, J. E Lownie Jr; H.W - Influence of copper on properties of ductile iron - Trans. AFS . v.71, p.699, 1963.
- 9 - Gilbert, G.N.J. - Properties of pearlitic and annealed ferritic nodular - iron alloyed with copper - Foundry Trade Journal, v.121, nº 2602, p.507, 1966.

- 10 - Moreton, B.B. - Recent research of copper in cast iron - Foundry Journal, v.123, nº 2661, p.845, 1967.
- 11 - Eichhom, K.E. Kleinau, M. - Application of copper in iron castings in Germany - Foundry Trade Journal v. 118, nº 2517, p.873, 14/21, 1967.
- 12 - Levin, T.; Rosenthal, P.C.; Lopper Junior, et C.R.E Heine, R.W - Tin and copper in ductile iron - Trans. AFS. v.79, p.493, 1971.
- 13 - Hennon, G. - Properties and uses of irons alloyed with nickel, copper and chromium - Foundry Trade Journal, v.124, nº 2677, p.507, 1968.
- 14 - AFS - Ductile iron - Molten Metal Processing - American Foundrymen's Society . 2<sup>a</sup> the Edition, 1986.
- 15 - Karsay, S.I - Ductile Iron - Production Practices Foundrymen's. 1985.
- 16 - Chiaverini, V. - Aços e Ferros Fundidos - Ferros fundidos ducteis ou nodulares - Cap. 32, p.537. 6<sup>a</sup> Edição , ABM, 1988.
- 17 - Iron Castings Society, Inc – 1981. p.353-357.
- 18 - Venugopalan, D. et Pilon, K.L. Influence of microstruture on fatigue life of As-Cast Ductile Iron - AFS Transactions, p.697, 1988.
- 19 - Strohaecker, T.R.- Introdução à Mecânica da Fratura. UFRGS, 1994.
- 20 - Socie, D.F. et Fash, J.- Fatigue Behaviour and crack development in cast irons. - AFS Transactions, page. 385, 1982.
- 21- Gilbert, G.N.J - The Stress/Strain Properties of Cast Irons. J. of the British Cast Iron Res. Assn. v.12, p. 170-193, 1965.
- 22 - Mitchel, M.R. - A Unified Predictive Techique for the Fatigue Resistence of Cast Ferrous - based and High Hardness Wrought Steels, Society of Automotive Engineers, Inc., Report nº 790 – 890, 1979.

- 23 - Testin, R.<sup>a</sup>- Characterization of the Cyclic Deformation and Fracture Behavior of Nodular Cast Irons. T (AM Report n.º 371, Dept. of Theoretical and Applied Mechanics, University of Illinois at Urbana/Champaign, Urbana principal(100x) III, 1973.
- 24 - Starkey, M.S., Irving, P.E.- The influence of microstructure on Fatigue Crack Initiation in Spheroidal Graphite Cast Iron, - Proc. Of Int. Symp. On Low Cycle Fatigue Strength and Elastic-Plastic Behavior of Materials, Stuttgart, 1979.
- 25 - Lazard, N., Nanstad, R.K., Worzala, F.J. and Loper Jr, C.R.- Determination of the Fracture Behavior of Ductile Cast Irons for Failure Analysis Purposes - AFS Transaction , p. 277, 1977
- 26 - Voigt, R.C.; Eldoky, L.M.- Crack Initiation and Propagation in As-Cast and Fully Pearlitic Cast Irons - AFS Transactions, p. 637, 1986.
- 27 - Eldoky, L., Voigt, R.C. - Fracture of Ferritic Ductile Cast Irons.- AFS Transactions. p.365, 1985.
- 28 - Pickering, T.B.- Physical Metallurgy and Design of Steels - Cap.5, p.95 - Applied Science Publishers - 1<sup>a</sup> ed., 1978.
- 29 - I Seminário de Mecânica da Fratura - ABM. 199. p.152.