

UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO DE PÓSGRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

*ESTUDO DO COMPORTAMENTO À FRATURA DE
FERROS FUNDIDOS NODULARES AUSTEMPERADOS*

ALBÉRIA CAVALCANTI DE ALBUQUERQUE

Campina Grande – PB

Outubro/1999

Albéria Cavalcanti de Albuquerque

ESTUDO DO COMPORTAMENTO À FRATURA DE
FERROS FUNDIDOS NODULARES AUSTEMPERADOS

Dissertação apresentada ao Curso de Pós-Graduação
em Engenharia Mecânica, da Universidade Federal da
Paraíba, em cumprimento às exigências para obtenção
do grau de Mestre.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Linha de Pesquisa: Propriedades Mecânicas e Metalurgia Física

Ênfase em: Mecânica da Fratura

Orientador: Marco Antonio dos Santos, D. Sc. _____

Campina Grande – PB

Outubro/1999



A345e Albuquerque, Albéria Cavalcanti de.
Estudo do comportamento à fratura de ferros fundidos nodulares austemperados / Albéria Cavalcanti de Albuquerque. - Campina Grande, 1999.
140 f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal da Paraíba, Centro de Ciências e Tecnologia, 1999.
"Orientação : Prof. Dr. Marco Antônio dos Santos".
Referências.

1. Ferro Fundido. 2. Ferros Fundidos Nodulares Austemperados. 3. Estudo do Comportamento do Ferro - Fratura. 4. Dissertação - Engenharia Mecânica. I. Santos, Marco Antônio dos. II. Universidade Federal da Paraíba - Campina Grande (PB). III. Título

CDU 669-14(043)

ALBÉRIA CAVALCANTI DE ALBUQUERQUE

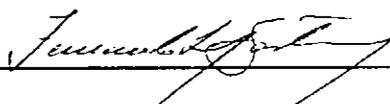
ESTUDO DO COMPORTAMENTO À FRATURA DE FERROS FUNDIDOS
NODULARES AUSTEMPERADOS

Dissertação Aprovada com distinção em 33 / 10 / 1999

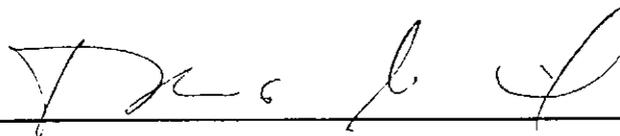
Banca Examinadora



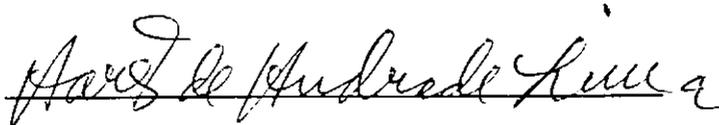
Prof. D. Sc. Marco Antonio dos Santos (Orientador)



Prof. Ph. D. Fernando Luiz Bastian (Membro)



Prof. D. Sc. Theóphilo Moura Maciel (Membro)



Prof. Ph. D. Aarão Andrade de Lima (Membro)

Campina Grande - PB
Outubro - 1999

ESTUDO DO COMPORTAMENTO À FRATURA DE
FERROS FUNDIDOS NODULARES AUSTEMPERADOS

Com muito amor, ao meu esposo

Alceu Aparecido Cardoso,

DEDICO.

AGRADECIMENTOS

Ao professor **Marco Antonio dos Santos**, pela orientação e constante estímulo não só na atividade profissional mas mostrando-se também um amigo.

Ao **Departamento de Engenharia Mecânica da UFPB**, particularmente nas pessoas do professor João Batista da Costa Agra de Mello, Lúcia Márcia Donato Quirino e Nilson José Araújo Barbosa.

Aos **amigos**, Maria Cléa Soares de Albuquerque, José do Nascimento Barboza, Galvani Alves de Lacerda e Erivaldo de Souza Mascarenhas, pelo companheirismo durante o decorrer do curso.

À **Sociedade Educacional de Santa Catarina – Escola Técnica Tupy**, pela parceria no desenvolvimento deste trabalho.

Ao **Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Ceará**, especialmente ao prof. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, pela disponibilização do Microscópio Eletrônico de Varredura.

À **CAPES** e à **FUNAPE** pelo apoio financeiro, essencial para o desenvolvimento da pesquisa científica e dos experimentos laboratoriais.

SUMÁRIO

	Página
<u>LISTA DE FIGURAS</u>	viii
<u>LISTA DE TABELAS</u>	xii
<u>LISTA DE SÍMBOLOS</u>	xiii
<u>RESUMO</u>	xiv
<u>ABSTRACT</u>	xv
1 – <u>INTRODUÇÃO</u>	1
2 – <u>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</u>	5
2.1 – Mecânica da Fratura Linear Elástica	5
2.1.1 – Concentração de tensão.....	5
2.1.2 – Teoria de Griffith para a fratura frágil.....	8
2.1.3 – Análise de tensão em trincas.....	10
2.1.4 – Tenacidade à fratura.....	13
2.2 – Desenvolvimento dos Ferros Fundidos Nodulares	14
2.3 – Tratamento de Nodulização	21
2.3.1 – Elementos nodulizantes.....	21
2.3.2 – Processos de tratamento de nodulização.....	26
2.4 – Tratamento de Inoculação	31
2.4.1 – Tipos de inoculante.....	31

2.4.2 – Técnicas de inoculação.....	36
2.5 – Nucleação da Grafita Nodular.....	38
2.6 – Efeito de Elementos Deletérios.....	45
2.6.1 – Elementos deletérios.....	45
2.6.2 – Defeitos encontrados em ferros fundidos nodulares.....	46
2.7 – Tratamento Térmico de Austêmpera.....	52
2.7.1 – Efeito dos elementos de liga.....	56
2.7.2 – Efeito da temperatura e do tempo de austenitização.....	65
2.7.3 – Efeito da temperatura e do tempo de austêmpera.....	68
2.8 – Propriedades Mecânicas Convencionais do ADI.....	74
2.9 – Tenacidade à Fratura do ADI.....	76
3 – <u>MATERIAIS E MÉTODOS</u>.....	81
3.1 – Materiais.....	81
3.2 – Métodos.....	82
3.2.1 – Fundição.....	82
3.2.2 – Usinagem dos corpos de prova.....	86
3.2.3 – Tratamento térmico.....	88
3.2.4 – Ensaio de tração.....	89
3.2.5 – Ensaio de tenacidade à fratura.....	90
3.2.6 – Ensaio de dureza.....	93
3.2.7 – Análise metalográfica.....	94
3.2.8 – Análise fractográfica.....	97
4 – <u>RESULTADOS E DISCUSSÃO</u>.....	98
4.1 – Nodularidade e Grau de Nodularidade.....	98
4.1.1 – Efeito do tratamento de inoculação.....	102

4.1.2 – Efeito dos elementos de liga	104
4.2 – Propriedades Mecânicas	106
4.3 – Análise Fractográfica	119
5 – <u>CONCLUSÕES</u>	127
6 – <u>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</u>	130
7 – <u>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</u>	131

ANEXOS

Anexo 1 – Exemplos de aplicação do ferro fundido nodular

Anexo 2 – Especificações para ferros fundidos nodulares

Anexo 3 – Processos de tratamento de nodulização

Anexo 4 – Propriedades mecânicas do ADI e de outros materiais

Anexo 5 – Curvas carga x deslocamento (Ensaio de tração)

Anexo 6 – Curvas carga x deslocamento (Ensaio de tenacidade)

Anexo 7 – Curvas de calibração

Anexo 8 – Curvas tensão x deformação (ensaio de tração)

Anexo 9 – Curvas carga x deslocamento do ponto de

aplicação da carga (ensaio de tenacidade à fratura)

Anexo 10 – Classificação do formato dos nódulos de grafita

Anexo 11 – Planilhas de contagem dos nódulos de grafita

LISTA DE FIGURAS

	Página
Figura 1 – Perfil de tensões na ponta da trinca.....	6
Figura 2 – (a) Modo I, modo de abertura ou de tração. (b) Modo II, modo de cisalhamento puro (c)Modo III, modo de cisalhamento fora do plano... 11	11
Figura 3 – Tensões atuantes em uma frente de trinca que está carregada segundo a configuração do modo I.....	11
Figura 4 – Efeito da espessura da chapa sobre a tenacidade à fratura.....	13
Figura 5 – Evolução da produção mundial do ferro fundido nodular.....	17
Figura 6 – Correlação entre o teor inicial de enxofre e o teor final de magnésio.....	22
Figura 7 – Correlação entre a temperatura de tratamento e o teor final de magnésio.....	22
Figura 8 – Seqüência de solidificação do eutético em ferros fundidos cinzentos (a), nodulares (b) e brancos (c).....	40
Figura 9 – Modelo tridimensional de célula eutética em ferros fundidos cinzentos.....	41
Figura 10 – Representação esquemática de cristais de grafita irradiando a partir de um centro comum em ferro fundido nodular.....	41
Figura 11 – Grafita na zona de flotação (35X).....	47
Figura 12 – Exemplo de grafita explodida (50X).....	48

Figura 13 – Segregação de carbonetos	49
Figura 14 – Esferoides de grafita formados irregularmente em um ferro fundido nodular de seção pesada (100X).....	50
Figura 15 – Inclusões de escória (50X).....	51
Figura 16 – Faixas de carbono e silício para ferros fundidos nodulares	52
Figura 17 – Diagrama esquemático do ciclo de tratamento térmico para a produção de ferro fundido nodular austemperado.....	53
Figura 18 – Distribuição típica do soluto no ferro fundido nodular.....	58
Figura 19 – Percentual de austenita meta-estável não reagida em função do tempo de austêmpera, para ligas contendo manganês e molibdênio..	60
Figura 20 – Influência do cobre e do molibdênio sobre o "tempo de perlita".....	62
Figura 21 – Resultados de análise microquímica realizada entre o nódulo e o contorno da célula eutética.....	64
Figura 22 – Janelas de processamento para realização do tratamento térmico de austêmpera.....	66
Figura 23 – Microestrutura típica de um ferro fundido nodular austemperado a 673K (400°C) durante 1 hora.....	70
Figura 24 – Microestrutura típica de um ferro fundido nodular austemperado a 573K (300°C) durante 1 hora.....	71
Figura 25 – Influência da temperatura de austêmpera, durante 2 horas de tratamento, sobre a tenacidade à fratura.....	77
Figura 26 – Vazamento do metal líquido para o cadinho.....	82
Figura 27 – Reação do magnésio após a adição do metal líquido.....	83
Figura 28 – Vazamento do metal líquido e do inoculante na panela de inoculação.....	84

Figura 29 – Vazamento do metal líquido nos moldes.....	85
Figura 30 – Espectrômetro de emissão ótica usado para análise química das amostras.....	85
Figura 31 – Cálculo da extensão da pré-trinca de fadiga.....	87
Figura 32 – Fornos contendo banhos de sais para realização do tratamento térmico de austêmpera.....	88
Figura 33 – Máquina de ensaios universal servo-hidráulica MTS 810.....	89
Figura 34 – Determinação de P_Q nas curvas carga x deslocamento	91
Figura 35 – Durômetro Gnehm Horgen.....	93
Figura 36 – Banco metalográfico MM6 da Leitz Wetzalar.....	94
Figura 37 – Microscópio ótico Olympikus.....	94
Figura 38 – Grade utilizada para contagem de nódulos (tamanho reduzido).....	95
Figura 39 – Microscópio Eletrônico de Varredura – XL30 Phillips.....	97
Figura 40 – Nodularidade e grau de nodularidade das amostras estudadas.....	98
Figura 41 – Fotomicrografias das amostras (a) L1, (b) L2 e (c) L3.....	99
Figura 42 – Fotomicrografias das amostras (a) S1, (b) S2 e (c) S3.....	100
Figura 43 – Fotomicrografias das amostras (a) Cu0, (b) Cu4 e (c) Cu8.....	101
Figura 44 - Microestrutura das amostras (a) L1, (b) L2 e (c) L3.....	110
Figura 45 - Microestrutura das amostras (a) S1, (b) S2 e (c) S3.....	111
Figura 46 - Microestrutura das amostras (a) Cu0, (b) Cu4 e (c) Cu8.....	112
Figura 47 -- Análise de raios-X realizada sobre a região de segregação.....	113
Figura 48 -- Relação entre os valores médios de K_{Ic} e K_{Ij} para as amostras (a) S1, S2,S3, (b) L1, L2, L3 e (c) Cu0, Cu4 e Cu8.....	117
Figura 49 – Propagação da trinca interligando nódulos imperfeitos.....	119

Figura 50 – Mudança no caminho de propagação da trinca quando esta encontra um nódulo perfeito	120
Figura 51 – Caso da Figura 50 visto com maior detalhe.....	120
Figura 52 – Propagação da trinca através da matriz.....	121
Figura 53 – Superfície de fratura da amostra L1.....	123
Figura 54 – Detalhe da fratura da amostra L1, exibindo mecanismo de fratura misto, clivagem e finos <i>dimples</i>	123
Figura 55 – Superfície de fratura da amostra S1	124
Figura 56 – Detalhe da fratura da amostra S1, exibindo mecanismo de fratura misto, clivagem e finos <i>dimples</i>	124
Figura 57 – Superfície de fratura da amostra S2, exibindo mecanismo de fratura misto, clivagem e finos <i>dimples</i>	125
Figura 58 – Detalhe da fratura da amostra S2. Pequenos <i>dimples</i> formados entre os nódulos de grafita	125
Figura 59 – Detalhe da fratura da amostra Cu0. Predomina o mecanismo de fratura por clivagem.....	126
Figura 60 – Detalhe da fratura da amostra Cu0. Micromecanismo de fratura por clivagem e pequenos <i>dimples</i> formados entre os nódulos de grafita....	126

LISTA DE TABELAS

	Página
Tabela 1 – Composição química típica relacionada às propriedades mecânicas de ferros fundidos dúcteis de baixa liga e não ligados	18
Tabela 2 – Tipos de ADI segundo especificação ASTM-A 897/90	19
Tabela 3 – Propriedades de materiais nodulizantes e recomendações do processo de aplicação	25
Tabela 4 – Composição química recomendada para o ADI	59
Tabela 5 – Composição química dos ferros fundidos nodulares estudados	81
Tabela 6 – Cálculos para verificação da validade dos valores de K_{IC}	106
Tabela 7 – Propriedades mecânicas e tenacidade à fratura das ligas estudadas	107
Tabela 8 – Planilha para cálculo dos valores de K_{IJ}	116
Tabela 9 – Relação entre os valores de K_{IC} , K_{IJ} e tolerância à trinca das amostras estudadas	118

LISTA DE SÍMBOLOS

σ_{TS} = Resistência à tração

σ_{YS} = Tensão de escoamento

ε = alongamento

CE = carbono equivalente

γ = austenita

α = ferrita

σ_0 = tensão de tração nominal aplicada ao espécime

ρ_t = raio de curvatura da extremidade da trinca

a = comprimento de uma trinca superficial, ou metade do comprimento
de uma trinca interna

σ_m = tensão máxima na extremidade da trinca

γ_s = energia superficial específica

E = módulo de elasticidade

$\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ = variação do fator de intensidade de tensão durante a abertura
da pré-trinca de fadiga.

ΔK_{th} = variação mínima do fator de intensidade de tensão para nuclear a pré-trinca
de fadiga

RESUMO

Os ferros fundidos nodulares austemperados (Austempered Ductile Irons – ADI) vêm despertando um grande interesse, principalmente no que se refere à substituição de peças de aço fundido ou forjado, componentes soldados e de alumínio. A possibilidade de uma excelente combinação de propriedades como resistência mecânica e ao desgaste, tenacidade e resistência à fadiga, torna este material muito atrativo. Neste trabalho determinou-se as propriedades mecânicas convencionais e a tenacidade à fratura de três tipos de ferros fundidos nodulares austemperados com mesma composição base, para os quais foram variados o teor e o tipo de inoculante e de elemento de liga adicionados. Ferros fundidos nodulares não ligados e ligados ao molibdênio foram inoculados com teores de 0.5, 0.7 e 0.9% de FeSi75A, enquanto 0.5% de inoculante FeSi75B foi utilizado na inoculação dos ferros fundidos nodulares com 0.0, 0.4 e 0.8% de cobre. Todos os ensaios foram realizados à temperatura ambiente em uma máquina de ensaios servo-hidráulica MTS 810. O ADI não ligado apresentou propriedades mecânicas semelhantes àsquelas do ADI ligado, não se observando um efeito significativo das variáveis estudadas sobre essas propriedades, entretanto notou-se uma certa diferença na tolerância à trinca das ligas estudadas. As ligas inoculadas com FeSi75B apresentaram nodularidade significativamente maior do que aquelas inoculadas com FeSi75A, o que foi atribuído ao maior potencial grafitizante do FeSi75B. A fratura de todas as amostras ocorreu de modo frágil, entretanto apresentando micromecanismo misto de fratura, formado por microcavidades dúcteis (*dimples*) e facetas de clivagem e/ou quase-clivagem.

ABSTRACT

The austempered ductile cast iron (ADI) is a material that offers improved product performance while reducing costs and, in many applications, surpasses steel forgings, weldments, carburized steel, malleable, gray iron and aluminium components. Besides, the ADI displays remarkable mechanical properties as high tensile strength and wear resistance, beyond of excellent fracture toughness and fatigue strength. In the present work the mechanical properties and fracture toughness were investigated on unalloyed and alloyed with copper and molibdenium ADI. The unalloyed and alloyed with 0.2% molibdenium ADI was inoculated with 0.5, 0.7 and 0.9% of FeSi75A, while 0.5% of inoculant FeSi75B was used to inoculate the alloyed with 0.0, 0.4 e 0.8% copper ADI. The tests were realized at room temperature in a MTS 810 hidraulic machine. The mechanical properties and fracture toughness of the unalloyed ADI was comparable to that of the alloyed ADI, however it was noticed a little difference in the tolerance to the crack. The alloys inoculated with FeSi75B presented nodularity bigger than those inoculated with FeSi75A, what was attributed to the largest inoculant potential of the FeSi75B. The fracture of all samples happened in a fragile mode, however presenting mixed fracture micromorphology, constituted of microdimples and cleavage or quasi-cleavage facets.

1 – INTRODUÇÃO

O ferro fundido nodular é um material relativamente novo, que começou a ser produzido por volta de 1960 e, desde então, vem sendo continuamente aprimorado.

Os ferros fundidos nodulares, também conhecidos como ferros fundidos dúcteis, possuem composição química semelhante a dos ferros fundidos cinzentos, contudo, no ferro fundido nodular a grafita se apresenta na forma de nódulos. A forma nodular da grafita é obtida através da adição de elementos nodulizantes durante o processo de fundição. As terras raras são nodulizantes muito eficientes, mas o mais utilizado é o magnésio devido ao menor custo. A quantidade de nódulos de grafita é determinada pela inoculação do metal líquido, que consiste na adição de silício, geralmente na forma de uma liga Fe-Si, cujo poder de grafitização é função da quantidade e tipo de inoculante e da composição química do metal líquido.

As propriedades mecânicas das várias famílias de ferros fundidos são influenciadas tanto pela morfologia da grafita quanto pelas características da estrutura da matriz adjacente. Ao contrário da grafita em veios, presente nos ferros fundidos cinzentos, a grafita nodular não possui extremidades aguçadas que, devido ao grande fator de concentração de tensão, fragilizam o ferro. Assim, comparando ferros fundidos cinzentos e nodulares com mesma matriz, ferrítica ou perlítica, os nodulares apresentam propriedades superiores, principalmente no que diz respeito à tenacidade e ductilidade. Tais características, aliadas a um custo efetivo de fabricação e maior leveza das peças, fizeram com que os ferros fundidos nodulares se tornassem fortes concorrentes num mercado antes dominado pelos ferros fundidos cinzentos, ferros fundidos maleáveis, aços fundidos e aços forjados.

O contínuo estudo sobre os ferros fundidos nodulares levou à obtenção do ferro fundido nodular austemperado (Austempered Ductile Iron – ADI), o qual comporta uma excelente combinação de resistência mecânica, tenacidade e resistência ao desgaste, característica antes só encontrada em alguns aços. O ADI é obtido a partir de um ferro fundido nodular, perlítico ou ferrítico, submetido a um tratamento térmico de austêmpera que resulta num ferro fundido nodular com matriz "ausferrítica". A matriz ausferrítica, diferente da bainita, é constituída de ferrita acicular e austenita estabilizada, de elevado carbono, cujas proporções variam com o tempo e a temperatura do tratamento térmico e interferem diretamente nas propriedades finais do ferro. O sucesso da transformação de fases (austenita → ausferrita) durante o tratamento térmico depende da espessura do fundido e da composição química da liga.

Alguns elementos de liga, tais como cobre, níquel e molibdênio, são adicionados ao ferro para aumentar a austemperabilidade e permitir o tratamento de peças mais espessas, evitando a formação de constituintes típicos de temperaturas elevadas, tais como perlita e ferrita.

A ampla combinação de variáveis (composição química, elementos nodulizantes, grau de inoculação, tempo e temperatura de tratamento) faz do ADI um material bastante versátil, podendo ser adaptado aos requisitos de diversas aplicações. Podem ser citados como exemplos práticos de aplicações do ADI: suportes de molas para veículos de carga, sapatas de freio e rodas de locomotivas, polias, porta-lâminas, implementos agrícolas, equipamentos de terraplanagem e escavação, braços de direção, virabrequins, engrenagens, parafusos de Arquimedes, alavancas de acionamento de máquinas, cames, caixas de câmbio, mancais, etc (ver exemplos de aplicação para o ferro fundido nodular no Anexo 1). A aplicação do ADI em componentes estruturais de diversos equipamentos, tem exigido um intenso estudo do comportamento à fratura desse material, a fim de que se possa determinar suas vantagens e limitações.

A pesquisa objeto desta dissertação é resultado de um intercâmbio com a Sociedade Educacional de Santa Catarina / Escola Técnica Tupy / Departamento de Materiais e a Universidade Federal da Paraíba / Centro de Ciências e Tecnologia / Departamento de Engenharia Mecânica. Baseada nos resultados obtidos por Dorazil & Holzmann (1991) e considerando a redução nos custos de fabricação, a Escola Técnica Tupy está avaliando a possibilidade de produzir um material não ligado que ofereça propriedades semelhantes aos ligados com os quais trabalha.

Dentro desse intercâmbio a Escola Técnica Tupy se responsabilizou pela realização da fundição, confecção, tratamento térmico e análise química das amostras, enquanto a UFPB se comprometeu em realizar os testes mecânicos e análises metalográficas necessários para a avaliação das propriedades mecânicas convencionais e de tenacidade à fratura dos materiais em estudo.

Neste trabalho foi estudada a influência do teor de inoculante FeSi75 e dos elementos de liga cobre e molibdênio em ferros fundidos nodulares austemperados. A nodularidade, o grau de nodularidade, bem como as propriedades mecânicas convencionais e a tenacidade à fratura foram avaliadas.

2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Mecânica da Fratura Linear Elástica

2.1.1 - Concentração de tensão

A resistência à fratura de um material sólido é uma função das forças coesivas que existem entre os átomos. Com base nisso, a resistência coesiva teórica de um sólido elástico frágil tem sido estimada em, aproximadamente, $E/10$, onde E é o módulo de elasticidade. A resistência à fratura experimental da maioria dos materiais de engenharia normalmente varia entre 10 a 1000 vezes abaixo desse valor teórico. Na década de 20, A. A. Griffith propôs que essa discrepância, entre a resistência coesiva teórica e a resistência à fratura observada, poderia ser explicada pela presença de defeitos ou trincas microscópicos que sempre existem sob condições normais na superfície e no interior do material. Esses defeitos são prejudiciais para a resistência à fratura porque uma tensão aplicada pode ser aumentada ou concentrada na extremidade

do defeito, onde a magnitude desse aumento depende da geometria e orientação da trinca. Esse fenômeno está demonstrado na Figura 1, que apresenta um perfil de tensão através de uma secção transversal contendo uma trinca interna. Como indicado por esse perfil, a magnitude dessa tensão localizada diminui a medida que se afasta da extremidade da trinca. Em posições distantes, a tensão é exatamente a tensão nominal σ_0 , ou a carga dividida pela área da secção transversal do espécime. Devido a sua capacidade de ampliar uma tensão aplicada, em sua localização, esses defeitos são geralmente chamados concentradores de tensão (Callister Jr., 1997).

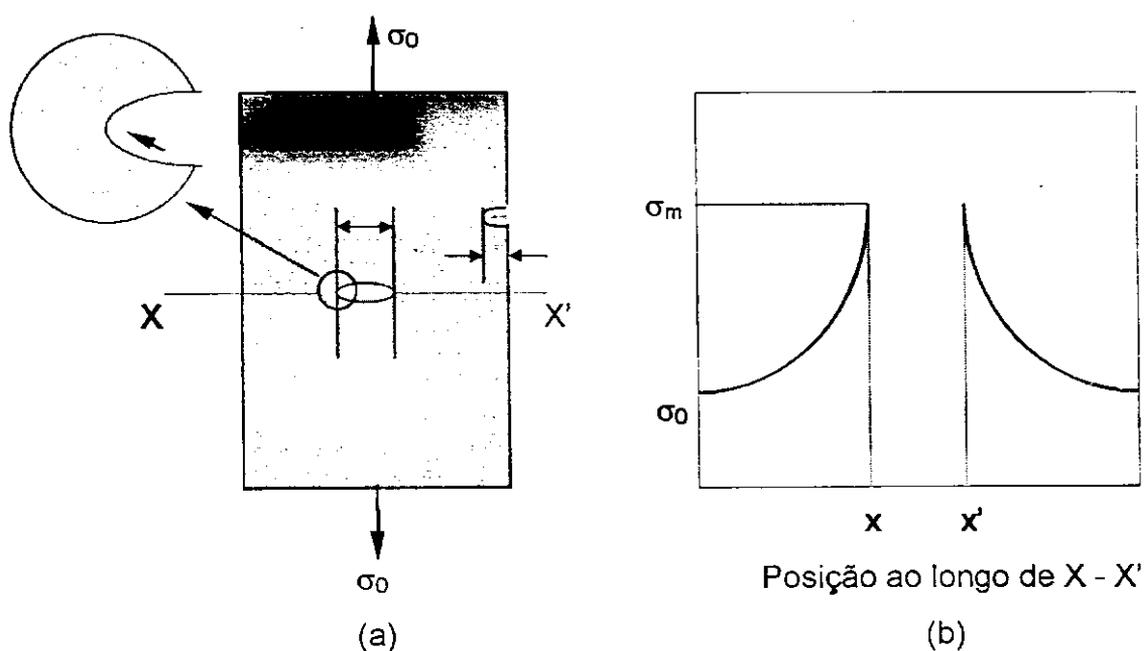


Figura 1 - Perfil de tensões na ponta da trinca: (a) geometria de trincas na borda e no centro da placa (b) perfil de tensão ao longo da linha X-X' (Callister Jr., 1997).

Assumindo que a trinca tem uma forma elíptica e está orientada com seu eixo maior perpendicular à tensão aplicada, a tensão máxima na extremidade da trinca, σ_m , pode ser aproximada por :

$$\sigma_m = 2\sigma_0 \left(\frac{a}{\rho_t} \right)^{1/2} \quad (2.1)$$

onde σ_0 é a tensão de tração nominal aplicada, ρ_t é o raio de curvatura da extremidade da trinca (Figura 1.a), e a o comprimento de uma trinca na borda, ou metade do comprimento de uma trinca passante. Assim, para uma microtrinca relativamente longa que tem um raio de curvatura extremamente pequeno, o fator $(a/\rho_t)^{1/2}$ pode ser muito grande e isso produzirá um valor de σ_m que é muito maior que σ_0 . A razão σ_m / σ_0 é denominada fator de concentração de tensão, K_t , que é uma medida do grau com que uma tensão externa é ampliada na extremidade de uma pequena trinca:

$$K_t = \frac{\sigma_m}{\sigma_0} = 2 \left(\frac{a}{\rho_t} \right)^{1/2} \quad (2.2)$$

O efeito de um concentrador de tensão é mais significativo em materiais frágeis do que nos dúcteis. Para um material dúctil, a deformação plástica acontece quando a tensão máxima excede a tensão de escoamento. Isso leva a uma distribuição mais uniforme de tensão nas vizinhanças do concentrador de tensão e ao desenvolvimento de um fator de concentração de tensão máximo menor que o valor teórico. Tal escoamento e redistribuição de tensão não ocorre, numa extensão apreciável, ao redor de defeitos e descontinuidades em materiais frágeis, tendo-se portanto a concentração de tensão teórica (Callister Jr., 1997).

Griffith então propôs que todos os materiais frágeis contêm uma população de pequenos defeitos e fissuras os quais têm uma variedade de tamanhos, formas e orientações. A fratura acontecerá quando, após a aplicação de uma tensão de tração, a resistência coesiva teórica do material for excedida na extremidade de uma dessas falhas. Se não houvessem falhas presentes, a resistência à fratura seria igual à resistência coesiva do material. Whiskers metálicos e cerâmicos, muito pequenos e virtualmente livres de defeitos, têm sido produzidos com resistências à fratura que se aproximam dos valores teóricos (Callister Jr., 1997).

2.1.2 - Teoria de Griffith para a fratura frágil

Durante a propagação de uma trinca, há uma liberação de energia de deformação elástica, que foi armazenada pelo material a medida que se deformava elasticamente. Além disso, durante o processo de extensão da trinca, novas superfícies livres são criadas nas faces da trinca, o que causa um aumento na energia superficial do sistema. O critério de Griffith para a instabilidade de uma trinca (Figura 1.a) diz:

"Uma trinca só irá propagar-se, de modo instável, quando o decréscimo de energia elástica com a propagação for ao menos igual à energia necessária para criar as novas superfícies de trinca."

Griffith demonstrou que a tensão crítica σ_c , necessária para a propagação de trinca em um material frágil, é descrita por :

$$\sigma_c = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (2.3)$$

onde E é o módulo de elasticidade, γ_s a energia superficial específica e a a metade do comprimento de uma trinca passante. Embora essa equação não envolva o raio da extremidade da trinca ρ_t , assume-se que este é suficientemente agudo (da ordem do espaçamento interatômico) para ampliar a tensão local na extremidade, acima da resistência coesiva do material (Callister Jr., 1997).

A teoria de Griffith, entretanto, não considera a plasticidade gerada na ponta da trinca no caso de materiais que não são completamente frágeis. Para contornar essa limitação, Orowan sugeriu o acréscimo do termo γ_P às equações de Griffith, que corresponderia à energia absorvida no processo de deformação plástica. Dessa forma a expressão 2.3 seria modificada para:

$$\sigma_c = (2E(\gamma_s + \gamma_P)/\pi a)^{1/2} \quad (2.4)$$

Por outro lado, Irwin utilizou o termo G para representar a energia elástica total liberada na propagação da trinca, isto é, a fonte de energia para o processo de fratura, independente de que essa energia esteja sendo consumida só para a criação das superfícies de fratura ou para a criação das superfícies mais uma pequena deformação plástica associada à extensão da trinca.

Sendo assim, no momento da propagação instável da trinca tem-se:

$$\sigma_c = (E.G_c/\pi a_c)^{1/2} \quad (2.5)$$

Onde a_c é a extensão crítica da trinca e G_c é uma característica do material que é função da temperatura, da velocidade de carregamento, do estado de tensões e do modo de carregamento. Para trincas sub-críticas a expressão 2.5 pode ser escrita como:

$$\sigma = (E.G/\pi a)^{1/2}, \text{ para o estado plano de tensões}$$

$$\text{e } \sigma = (E.G/\pi a(1-\nu))^{1/2}, \text{ para o estado plano de deformações, onde } \nu$$

é a razão de Poisson.

2.1.3 - Análise de tensão em trincas

Há três modos fundamentais pelos quais uma carga pode agir sobre uma trinca e cada um afetará diferentemente o deslocamento da superfície da trinca. Esses estão ilustrados na Figura 2. O modo I é uma carga de abertura (ou de tração), enquanto os modos II e III são de cisalhamento puro (ou no plano) e cisalhamento fora do plano, respectivamente. O modo I é o mais frequentemente encontrado e apenas este será tratado na discussão seguinte sobre mecânica da fratura.

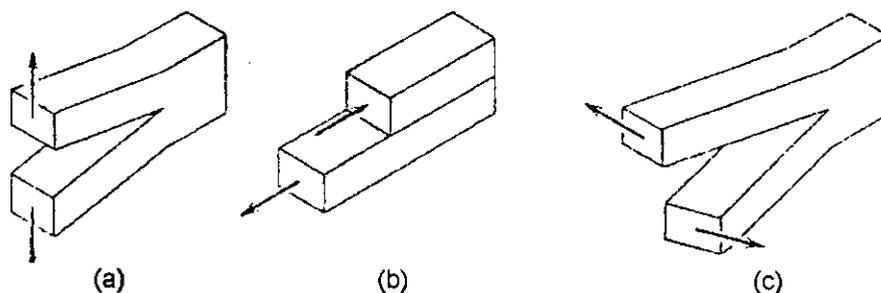


Figura 2 - (a) Modo I, modo de abertura ou de tração. (b) Modo II, cisalhamento puro. (c) Modo III, cisalhamento fora do plano (Callister Jr., 1997).

Para a configuração do modo I, as tensões atuantes sobre um elemento de material estão mostradas na Figura 3.

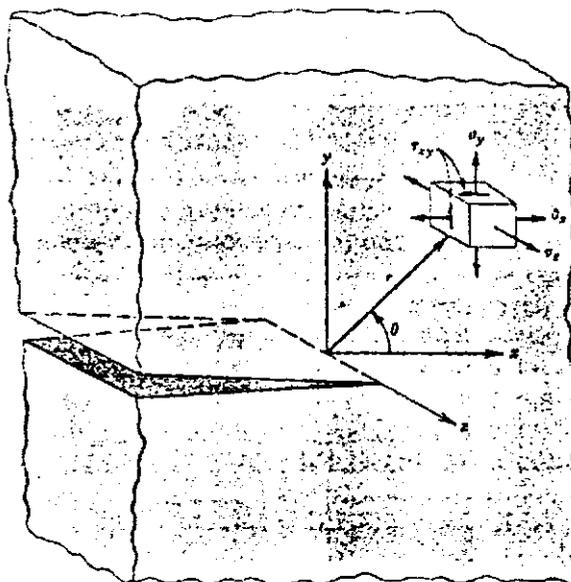


Figura 3 – Tensões atuantes em uma frente de trinca que está carregada segundo a configuração do modo I (Callister Jr., 1997).

Westergaard estudou as tensões atuantes nas vizinhanças de uma trinca passante, em um material elástico linear, submetida às condições ilustradas na Figura 3 e chegou às seguintes expressões:

$$\sigma_{XX} = \sigma (a/2r)^{1/2} \cos(\theta/2) (1 - \text{sen}(\theta/2)\text{sen}(3\theta/2)).$$

$$\sigma_{YY} = \sigma (a/2r)^{1/2} \cos(\theta/2) (1 + \text{sen}(\theta/2)\text{sen}(3\theta/2)).$$

$$\sigma_{XY} = \sigma (a/2r)^{1/2} \cos(\theta/2) \text{sen}(\theta/2) \cos(3\theta/2).$$

$$\sigma_{XZ} = \sigma_{YZ} = 0.$$

Onde r e θ são as coordenadas polares cilíndricas de um ponto em relação à ponta da trinca, σ é a tensão trativa aplicada à placa, a é a metade do comprimento da trinca e ν é a razão de Poisson. Se a chapa é relativamente delgada para as dimensões da trinca, então $\sigma_{ZZ} = 0$, ou se diz que existe uma condição de estado plano de tensões. Em outro extremo (uma chapa relativamente espessa), $\sigma_{ZZ} = \nu(\sigma_X + \sigma_Y)$ e a condição é de um estado plano de deformações, uma vez que $\epsilon_Z = 0$, (Callister Jr., 1997).

O parâmetro K , denominado fator de intensidade de tensão, descreve o campo de tensões local desenvolvido na extremidade da trinca e será discutido mais detalhadamente a seguir. Deve-se observar, entretanto, que esse fator de intensidade de tensão e o fator de concentração de tensão K_t na expressão 2.2 não são equivalentes. O valor do fator de intensidade de tensão é uma função da tensão aplicada, do tamanho e posição da trinca, bem como da geometria do corpo sólido no qual a trinca está localizada.

2.1.4 - Tenacidade à fratura

Existe um valor crítico para o fator de intensidade de tensão K , que pode ser usado para especificar as condições para a fratura frágil. Esse valor crítico, determinado sob condições de deformação plana, é chamado tenacidade à fratura K_{Ic} , que é a medida da resistência do material a fraturar de maneira frágil quando uma trinca está presente e é expresso em $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Para espécimes relativamente delgados, o valor de K_c (K crítico) diminui com o aumento da espessura do espécime, como indicado na Figura 4.

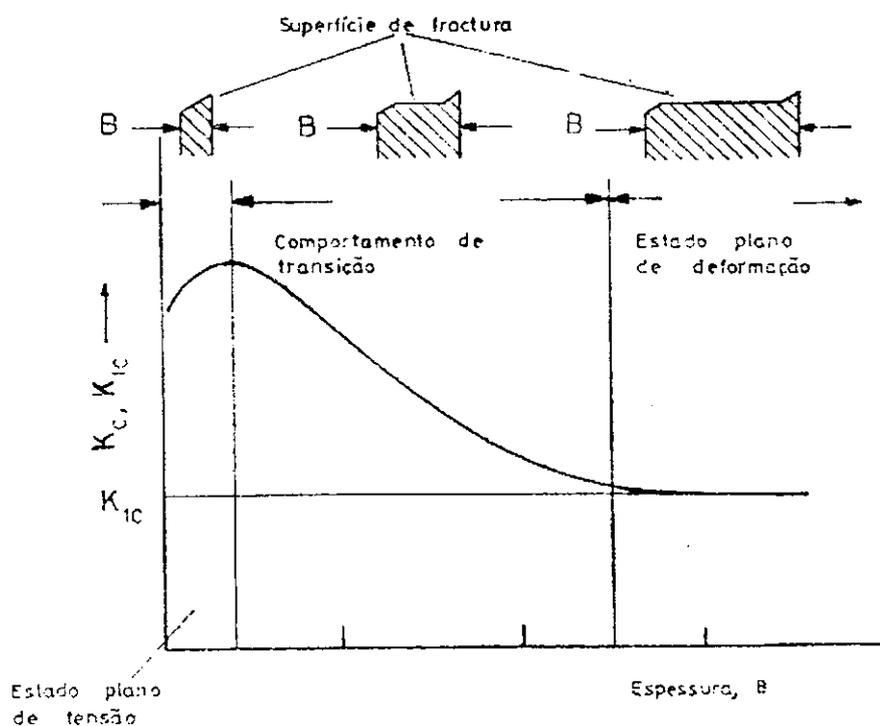


Figura 4 – Efeito da espessura da chapa sobre a tenacidade à fratura

(Moura Branco, 1985).

No momento em que K_c torna-se independente da espessura, tem-se estabelecido o estado plano de deformação e o valor de K_c se mantém num patamar conhecido como tenacidade à fratura no estado plano de deformação, K_{IC} . Essa é a tenacidade à fratura normalmente citada uma vez que seu valor é sempre menor que K_c (Moura Branco, 1985).

A tenacidade à fratura no estado plano de deformações K_{IC} é uma propriedade intrínseca do material que depende de muitos fatores, dos quais os mais influentes são temperatura, taxa de deformação e microestrutura. O valor de K_{IC} diminui com o aumento da taxa de deformação e com o decréscimo da temperatura. Além disso, um aumento no limite de escoamento causado por soluções sólidas ou pelo endurecimento por deformação geralmente produzem um correspondente decréscimo em K_{IC} , enquanto um efeito contrário se observa com a redução do tamanho de grão (Moura Branco, 1985).

2.2 – Desenvolvimento dos Ferros Fundidos Nodulares

A grafita, em ferros fundidos cinzentos comuns, encontra-se distribuída através da matriz metálica na forma de veios. Esses veios de grafita interrompem a continuidade da matriz metálica de maneira que tornam o material relativamente frágil e com baixa ductilidade. Por outro lado, nos ferros fundidos maleáveis a grafita possui uma forma nodular, aproximadamente esferoidal, que não interrompe a continuidade da matriz metálica e, assim, obtém-se um material com resistência ao choque e ductilidade relativamente boas (Morrogh, 1948).

Com base nessas observações, é fácil concluir que as propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos poderiam ser melhoradas se a grafita fosse obtida em forma de nódulos e não de veios. Estudos realizados por Millis e Gagnebin revelaram ser possível a obtenção do ferro fundido nodular através da adição de magnésio ao banho metálico, antes da sua inoculação (Millis, 1998). Por outro lado, Morrogh e Williams (1947) previram a possibilidade de obter estruturas nodulares de grafita em ferros fundidos através da adição de elementos estabilizadores de carbonetos, os quais agiriam também como dessulfurizantes ajudando a alcançar a estrutura desejada. Morrogh (1948) mostrou, então, ser possível a produção de grafita nodular a partir da adição de cério a um ferro fundido com composição apropriada, sem a necessidade de um tratamento térmico posterior. Os ferros fundidos nodulares obtidos através desse processo possuem boa resistência ao choque e boa ductilidade e são prontamente diferenciados dos ferros fundidos cinzentos e maleáveis, através de exames metalográficos, por apresentarem a grafita na forma esferoidal.

Estudos realizados por Loper e Heine (1965) indicam algumas recomendações práticas para a produção de ferros fundidos nodulares de boa qualidade, o que requer o desenvolvimento inicial de uma elevada contagem de nódulos e um ciclo de processamento que mantenha essa contagem até que o fundido se solidifique:

- o teor de carbono equivalente deve ser mantido na faixa de 4,45 a 4,55%, a fim de minimizar a ocorrência de grafita explosiva, formação de carbonetos, flotação de carbono e grafita degenerada;

- o tratamento com magnésio deve ser conduzido numa temperatura do metal líquido entre 1755 e 1783K (1482 e 1510 °C) num tempo máximo de 6 minutos;

- a inoculação com ferro-silício deve ser realizada, preferencialmente após o tratamento com magnésio, durante a transferência para a panela de vazamento ou durante o vazamento no molde;

- o ciclo de processamento tempo-temperatura, bem como a taxa de resfriamento, dependem muito da composição química da liga.

Em um outro trabalho Loper (1969) complementa essas observações, indicando outros parâmetros que interferem na obtenção de um moldado de boa qualidade:

- a quantidade de magnésio a ser adicionada é uma função dos teores de oxigênio e enxofre contidos no metal fundido, bem como do método de adição. É necessária uma quantidade residual de magnésio entre 0,03 a 0,08% para assegurar um tratamento efetivo;

- a quantidade total de inoculante deve ser adicionada aos poucos durante os vários estágios de transferência do metal líquido, sendo adicionada na bica de vazamento ou diretamente na panela (ou molde);

- preferencialmente, o metal tratado deve ser vazado no molde em menos de 10 minutos após a adição do magnésio, a uma temperatura de aproximadamente 1617K (1344°C). Temperaturas menores resultam em aumento da quantidade de carbonetos e/ou grafita não-esferoidal;

- quando o vazamento é realizado a temperaturas próximas a de solidificação, o uso de coquilha favorece uma melhor microestrutura da grafita

devido à eliminação ou redução do gradiente térmico dentro do moldado e por assegurar uma queda de temperatura contínua durante a solidificação.

Após a descoberta do ferro fundido nodular, muitos fundidores, através das décadas de 50 e 60, produziram ferros fundidos nodulares de má qualidade por desconsiderar os controles de produção necessários à obtenção de um ferro fundido nodular de boa qualidade. Não fossem os esforços de Keith Millis (o inventor do ferro fundido nodular) e de outros pesquisadores no sentido de aprimorar as práticas de fundição por todo o mundo, esse material hoje estaria extinto. Contudo, as falhas levaram a um aprendizado que deixou novas técnicas e controles para a produção de ferros fundidos nodulares de alta qualidade. Hoje a produção mundial de ferros fundidos nodulares alcança níveis recordes e continua crescendo (Keough, 1991). O histograma da Figura 5 ilustra a evolução da produção mundial do ferro fundido nodular desde 1948 até o ano 2000, quando estima-se alcançar uma taxa de 25 milhões de toneladas por ano (Fatahala *et alli*, 1996).

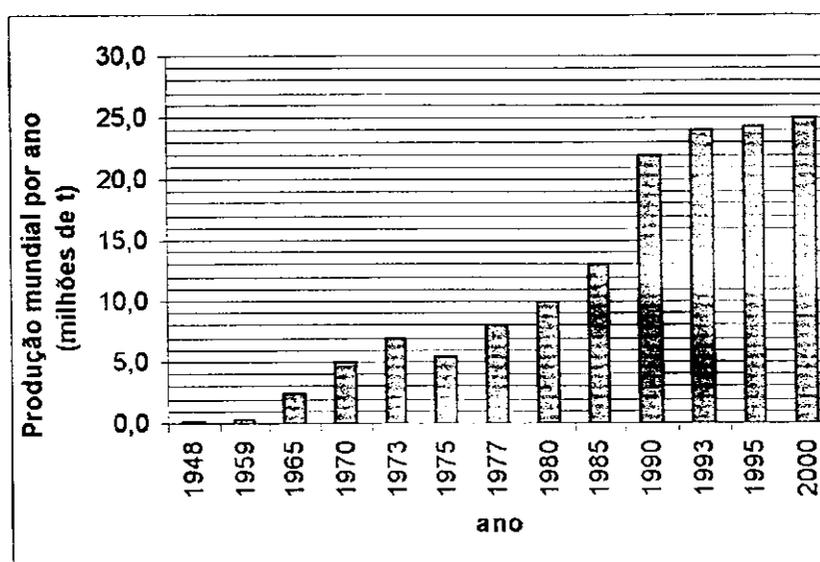


Figura 5 - Evolução da produção mundial de ferro fundido nodular

(Fatahala *et alli*, 1996).

Os ferros fundidos nodulares são também conhecidos como ferros fundidos dúcteis e possuem composição química semelhante a dos ferros fundidos cinzentos. A composição química básica de alguns tipos de ferros fundidos nodulares encontra-se na Tabela 1 (Mullins, 1992).

Tabela 1 – Composição química típica relacionada às propriedades mecânicas de ferros fundidos dúcteis de baixa liga e não ligados (Mullins, 1992).

Composição química	Especificação ASTM A536/84 (σ_{Ts} (MPa) - σ_Y (MPa) - ϵ (%))				
	420-280-18	455-315-12	560-385-06	700-490-03	840-630-02
Carbono	3,50-3,90	3,50-3,90	3,50-3,90	3,50-3,80	3,50-3,80
Silício	2,20-3,00	2,50-2,80	2,20-2,70	2,20-2,70	2,20-2,70
Manganês	0,300 máx	0,400 máx	0,20-0,50	0,600 máx	0,600 máx
Fósforo	0,050 máx	0,050 máx	0,050 máx	0,050 máx	0,050 máx
Enxofre	0,015 máx	0,015 máx	0,015 máx	0,015 máx	0,015 máx
Cromo	0,060 máx	0,100 máx	0,100 máx	0,100 máx	0,100 máx
Níquel	-	-	-	1,000 máx	1,000 máx
Cobre	-	-	0,20-0,40	0,20-0,50	0,20-0,50

A maioria dos ferros fundidos nodulares é produzida a partir de alguns tipos básicos, os quais podem ser obtidos na condição bruta de fusão, sem a necessidade de tratamento térmico posterior. Esses tipos básicos são: 420-280-18 a 455-315-12, que são os tipos mais dúcteis, contendo até 30% de perlita na matriz; 560-385-06, que pode ter de 30 a 80% de perlita e pode ser obtido bruto de fusão ou através de tratamento térmico de normalização; e 700-490-03, que é dito totalmente perlítico e contém um máximo de 20% de ferrita na matriz, embora possa ser obtido bruto de fusão, geralmente é produzido através de normalização.

O tipo 840-630-02 é um ferro fundido nodular temperado e revenido, contendo bainita ou martensita revenida e distingue-se do nodular perlítico de alta resistência por apresentar maior razão σ_Y/σ_{TS} e propriedades de impacto superiores. Os ferros fundidos nodulares tratados termicamente por processo de austêmpera (Austempered Ductile Irons - ADI) apresentam uma excelente combinação de elevada resistência, boa tenacidade e excelente resistência ao desgaste e à fadiga. As especificações para o ADI encontram-se na Tabela 2 (Mullins, 1992). Outras especificações para o ferro fundido nodular podem ser encontradas no Anexo 2.

Tabela 2 – Tipos de ADI segundo especificação ASTM-A897-90 (Mullins, 1992).

Tipo	σ_{TS} (MPa)	σ_Y (MPa)	Alongamento (%)	E_{CV} (J) *	HB Brinell
1) 850/550/10	850	550	10	100	269-321
2) 1050/700/7	1050	700	7	80	302-363
3) 1200/850/4	1200	850	4	60	341-444
4) 1400/1100/1	1400	1100	1	35	388-477
5) 1600/1300/-	1600	1300	-	-	444-555
* Resistência ao impacto à temperatura ambiente (charpy sem entalhe)					

Na década de 60, os primeiros experimentos publicados com ADI foram conduzidos pela International Harvester e, na década de 80, houve um grande crescimento da produção mundial. Esse crescimento, contudo, não ocorreu sem falhas: em alguns casos, fundidores tentaram sem sucesso,

transformar ferros fundidos dúcteis ruins em bons através da austêmpera; em outros casos, pessoas com pouco entendimento da metalurgia dos ferros fundidos tentaram e falharam em realizar o tratamento térmico de austêmpera; e, ainda, engenheiros entusiastas tentaram implementar o ADI em aplicações que seriam melhor adequadas a outros materiais ou processos. Isso nos deixa um alerta para importância de considerar os parâmetros técnicos de processo para obtenção do ADI que, se for bem concebido e implementado resultará em novos mercados (Keough, 1991).

O primeiro passo para produzir um ADI de boa qualidade é produzir um fundido bruto de fusão com qualidade consistente o qual, por sua vez, depende de técnicas adequadas de tratamento de nodulização e inoculação. O segundo passo é a realização do tratamento térmico de austêmpera, quando deve-se considerar a composição química do material e as propriedades finais desejadas, a partir das quais serão estabelecidos os tempos e temperaturas de tratamento (Keough, 1991). Todos esses parâmetros serão discutidos mais detalhadamente a seguir.

2.3 - Tratamento de Nodulização

2.3.1 - Elementos nodulizantes

O tratamento de nodulização tem a finalidade de modificar a composição e as condições do ferro líquido de maneira que, após a inoculação, a grafita precipite na forma nodular. Os elementos utilizados como nodulizantes são o magnésio e os metais de terras raras, que podem ser utilizados na forma pura ou em ligas (Finardi, 1984).

a) Magnésio: o magnésio tem sido utilizado como principal nodulizante, tanto por razões econômicas como pela consistência dos resultados obtidos. Entretanto, o magnésio tem alta tensão de vapor (temperatura de vaporização de 1380K ou 1107°C) e baixa solubilidade no ferro, podendo produzir violenta reação e baixo rendimento quando da sua adição. A quantidade de magnésio a ser adicionada é baseada no rendimento que, por sua vez, é função de diversos fatores: tipo de liga adicionada, temperatura e tempo de tratamento, profundidade de metal na panela de vazamento, método de tratamento e teores de enxofre e de oxigênio no ferro a ser tratado. A quantidade de magnésio adicionada deve ser tal que ocorra redução do enxofre para menos que 0,02%; redução do oxigênio dissolvido para, aproximadamente, 3 ppm; e o teor residual de magnésio fique entre 0,03 e 0,05%. Teores mais reduzidos de magnésio podem não fornecer nodulização adequada e teores mais elevados produzem tendência à formação de carbonetos livres (Finardi, 1984).

As Figuras 6 e 7 mostram o teor residual de magnésio, respectivamente, em função do teor de enxofre e da temperatura de tratamento (Dias e Alves, 1982).

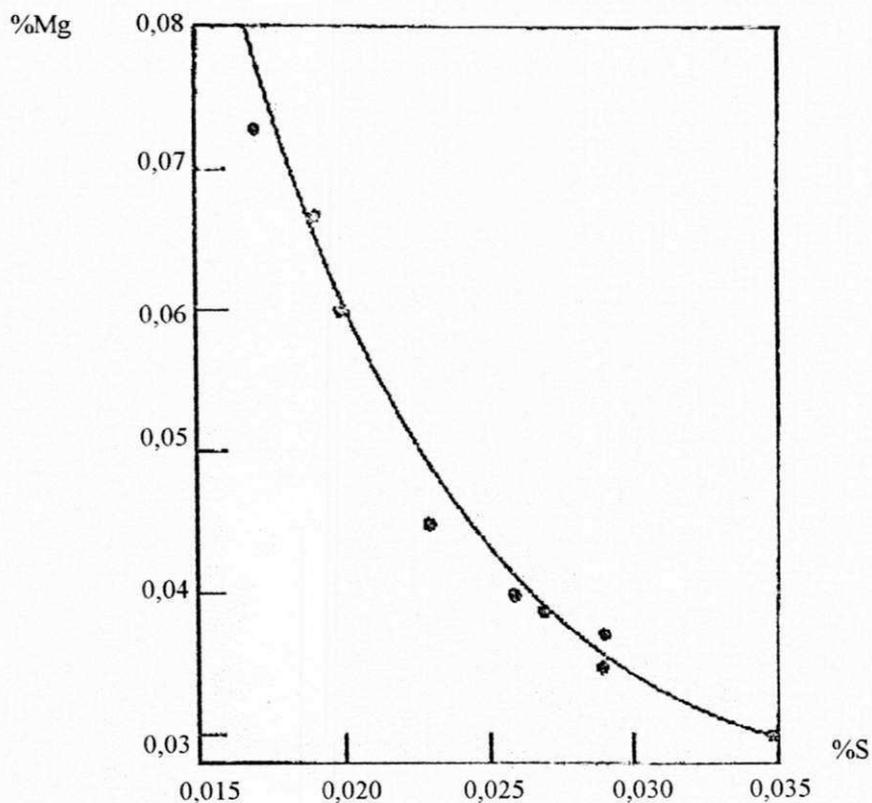


Figura 6 – Correlação entre o teor inicial de enxofre e o teor final de magnésio (Dias e Alves, 1982).

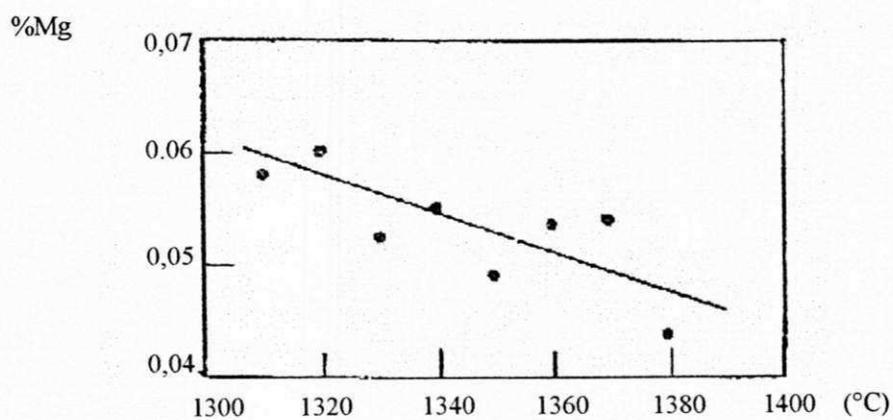


Figura 7 – Correlação entre a temperatura de tratamento e o teor final de magnésio (Dias e Alves, 1982).

Essas correlações foram obtidas com adições de 0,1% de magnésio a temperaturas entre 1573 e 1653K (1300 e 1380°C). Pode-se observar que, quanto maior o teor de enxofre e a temperatura de tratamento, menor é o rendimento do magnésio. O magnésio tem grande tendência a volatilizar e oxidarse a elevadas temperaturas, levando a uma queda na eficiência da nodulização, recomendando-se um tempo máximo de 10 minutos após o tratamento até o vazamento no molde (Dias e Alves, 1982).

No tratamento do ferro por magnésio esse elemento pode ser adicionado na forma elementar ou como ligas, as quais podem ser baseadas em níquel, cobre, ou ferro-silício. O tratamento com magnésio elementar goza de três grandes vantagens: é mais barato, não introduz um elemento portador e permite tratar ferro com teor de enxofre até 0,2%, contudo, necessita de equipamento especial que limita a quantidade mínima a ser tratada e representa alto dispêndio (Finardi, 1984).

b) Liga NiMg: entre as ligas utilizadas, aquelas à base de níquel (NiMg) são as mais densas, mais fáceis de serem utilizadas e as que apresentam maior rendimento. O tratamento com as ligas NiMg é realizado pelo processo de simples transferência e é satisfatório para qualquer peso de metal, não havendo necessidade de investimentos elevados, entretanto, essas ligas apresentam a desvantagem de serem extremamente caras, não promovem efeito inoculante e elevam o teor de níquel na liga, uma séria desvantagem quando for desejada estrutura ferrítica (Finardi, 1984).

c) Liga CuMg: as ligas a base de cobre (CuMg) foram desenvolvidas como substitutas às ligas de níquel, por serem mais baratas e possuírem ponto de fusão extremamente baixo. Essas ligas apresentam basicamente as mesmas vantagens e desvantagens das ligas NiMg, mas não têm um rendimento de magnésio tão elevado (Finardi, 1984).

d) Liga FeSiMg: as ligas ferro silício-magnésio (FeSiMg) são as mais comumente empregadas e apresentam variações nos teores de cério, terras raras, cálcio e alumínio, entretanto, à medida que o teor de magnésio aumenta na liga, seu rendimento diminui, sendo preferível a utilização de ligas com menor teor de magnésio. As ligas mais difundidas contêm até 10% de magnésio e possuem as seguintes vantagens: o tratamento de nodulização é simples, não requerendo investimentos elevados, apenas panelas com maior profundidade; bom rendimento pela utilização do processo sanduíche; possui efeito inoculante, não há limitações quanto ao peso do ferro a ser tratado. Entre as desvantagens das ligas FeSi Mg estão: maior variação do rendimento do magnésio com relação às ligas Ni-Mg e produção de grande evolução de fumaça (Finardi, 1984).

e) Metais alcalinos e terras raras: outros elementos, além do magnésio, agem como nodulizantes. Os metais alcalinos, como o lítio e o sódio, são eficientes provavelmente devido a sua atividade com o oxigênio e enxofre. Aparentemente, todos os metais alcalinos terrosos têm essa tendência de formar nódulos, tanto os elementos desse grupo (Be, Mg, Ca, Sr e Ba) como do grupo das terras raras (Ce, La, Y, etc.). A ação do cálcio e das terras raras é semelhante a do magnésio mas, além de dessulfurantes e desoxidantes, agem neutralizando os elementos deletérios e aumentando o tempo de evanescimento (*fading*), que é a diminuição do poder nodulizante com o tempo (Machado, 1980).

O magnésio elementar está disponível na forma de arames, lingotes e grânulos. Os briquetes impregnados por magnésio têm tamanho típico geralmente menor que 50mm. E as ligas do tipo NiMg, CuMg e FeSiMg são frágeis e permitem a obtenção de qualquer granulometria. (Finardi, 1984).

A Tabela 3 mostra a recomendação de liga a ser aplicada em função do teor de enxofre do ferro base e do equipamento disponível, bem como as propriedades indicativas dos materiais nodulizantes.

Tabela 3 – Propriedades de materiais nodulizantes e recomendações do processo de aplicação (Finardi, 1984).

Material Nodulizante	Mg (%)	Densidade (g/cm ³)	Temperatura de fusão (°C)	S máx. (%)	Processo de nodulização
Mg metal	100	1,72	650	0,20	Fisher, Pam
FeMg35	35	3,4	-	0,12	Sino, pan. basc.
Mag-coke	42-45	0,7	-	0,12	Sino, pan. basc.
NiMg15	15	6,2	1050-1130	0,05	Panela aberta
NiFeMg15	15	6,0	1050-1070	0,05	Panela aberta
NiMg4	4	7,7	1210-1260	0,03	Panela aberta
FeNiMg4	4	7,3	1205-1260	0,03	Panela aberta
FeSiMg3	3	5,2-5,6	-	0,02	Panela aberta
FeSiMg5	5	4-5	950-1250	0,03	Panela aberta
FeSiMg10	10	3,8-4,8	950-1220	0,04	Panela aberta
FeSiMg30	30	2,3-2,6	910-1000	0,12	Sino, pan. basc.

2.3.2 - Processos de tratamento de nodulização

São utilizados industrialmente vários processos para fabricação de ferros fundidos nodulares. Os métodos em que se emprega magnésio puro como agente nodulizante são: panela (ou câmara) de pressão; injeção; conversor; e processo Pont-a-Mousson. Os processos em que se utilizam produtos contendo magnésio, como no caso do coque impregnado, são os de panela rotativa e panela dotada de grelha. Para ligas nodulizantes FeSiMg os processos de nodulização empregados são: plug-poroso; simples transferência; sanduíche, panela com tampa dotada de orifício (tampa intermediária); imersão por sino; e nodulização no molde (Souza Santos *et alli*, 1983). As ilustrações de alguns desses processos podem ser encontradas no Anexo 3.

a) Panela ou câmara de pressão: consiste na realização do tratamento com magnésio puro em recipiente selado e sob pressão, ou então em uma câmara especial, também selada, submetida a pressões da ordem de 30 atm. Dessa forma consegue-se minimizar as perdas por volatilização do magnésio, obtendo-se rendimentos de adição entre 70 e 80%. As duas alternativas são operacionalmente complexas, requerendo elevado investimento e necessitando muitos cuidados com a segurança, tendo-se acentuadas perdas de temperatura. Nesse processo costuma-se adicionar grandes quantidades de magnésio, efetuando-se posteriormente a diluição com quantidades 3 a 4 vezes maiores de metal não tratado (Souza Santos, 1982).

b) Injeção: esse processo foi desenvolvido para se efetuar a dessulfuração e processo de nodulização simultaneamente, podendo também ser empregado apenas para dessulfuração do metal líquido. O magnésio, na forma de partículas esféricas, é carregado por uma corrente de gás inerte (geralmente nitrogênio), através de uma espécie de lança de grafita dotada de orifício, mergulhada em uma panela contendo o ferro fundido a ser tratado. O tratamento geralmente é realizado para cerca de 1 tonelada de metal, tendo-se uma reação controlada e rendimentos de 35 a 40%. Uma outra alternativa é adicionar o magnésio na forma de fios, tiras ou arames. É um processo que envolve custos elevados em investimento e manutenção (Souza Santos, 1982).

c) Conversor: é um reator de forma cilíndrica que pode realizar rotações de quase 180° em torno do eixo horizontal. Após a introdução do magnésio puro no interior da câmara do conversor, é feita a transferência do metal que ocorre sem o contato com o magnésio. Em seguida o reator é fechado, efetuando-se então uma rotação de 90° para iniciar a reação de nodulização, que dura de 1 a 3 minutos, em função do teor de enxofre e da quantidade de metal a ser tratada. Esse processo possibilita rendimentos de 50 a 60% do magnésio, mas tem como limitações a quantidade de metal a ser tratada e a violência da reação, que requer atenção redobrada quanto à segurança e um sistema de exaustão eficaz em virtude do grande volume de fumos gerado (Souza Santos, 1982).

d) Pont-a-Mousson: utiliza um equipamento convencional de imersão por sino e magnésio puro, na forma de lingotes revestidos com uma lama refratária. A reação é processada e controlada em uma estação especial de imersão, dentro de 30 a 45 segundos e a perda de temperatura depende

essencialmente da quantidade de metal a tratar, sendo de 303K para 1t e 283K para 5t. Embora o processo seja relativamente simples, sua utilização em outras fundições além das Pont-a-Mousson seria restrita (Souza Santos, 1982).

e) Panela rotativa: é um reator de forma cilíndrica, com capacidade de 500 a 3000kg, que se movimenta em torno do seu eixo. É dotada de uma câmara de reação separada do corpo cilíndrico, constituída por refratários vazados, onde é colocado o coque impregnado de magnésio. Após o preenchimento da panela com o metal líquido, gira-se o reator cerca de 120°, colocando o metal em contato com o nodulizante, até que a câmara posicione-se verticalmente. Para o tratamento de cerca de 500kg obtém-se um rendimento de 45 a 50% (Souza Santos, 1982).

f) Panela dotada de grelha: a panela de tratamento, dotada de uma grelha de material refratário, possui o fundo removível, onde é colocado o nodulizante. O fechamento da panela, após a colocação do nodulizante é geralmente efetuado através de uma espécie de vedação com areia de moldagem, obtendo-se rendimentos de magnésio semelhantes aos referentes à imersão por sino. Para se evitar o uso de painéis constituídas por duas partes, foram feitas adaptações do equipamento colocando-se um orifício no fundo da panela através do qual pode-se efetuar a colocação do agente nodulizante e que é fechado com refratário antes do vazamento (Souza Santos, 1982).

g) Plug poroso: é um processo utilizado para dessulfuração e nodulização de ferros fundidos. A panela utilizada para o tratamento é dotada, na parte inferior, de um plug poroso de refratário, ajustado a uma peça de grafita na forma de cone oco, que é encaixada em outra peça de grafita solidária ao revestimento da panela. Através do plug poroso efetua-se a injeção de nitrogênio

para a agitação do banho e procede-se, na superfície do banho, a adição da liga nodulizante. Pode-se obter rendimento de adição de magnésio de 40 a 50%, embora haja necessidade de controle rígido para não se prosseguir a insuflação de nitrogênio após o término da reação, o que aumenta bastante as perdas de magnésio pelo banho (Souza Santos, 1982).

h) Simple transferência: foi o primeiro processo a ser empregado e é ainda o mais comumente utilizado. Utiliza-se uma panela comum (cadinho), com relação altura diâmetro 2:1 ou 3:1. A liga nodulizante (FeSiMg, NiMg ou CuMg) é colocada no fundo da panela, em um dos lados, e o metal é vazado no lado oposto. Os rendimentos de adição de magnésio não são elevados, 20 a 25%, mas a simplicidade e a segurança da operação, aliados à boa reprodutibilidade de resultados quanto ao teor residual de magnésio, têm contribuído para a confiabilidade e aceitação desse processo (Souza Santos, 1982).

i) Sanduíche: resultante do processo de simples transferência, é também de operação bastante simples, tendo-se como principal diferença a existência de um degrau no fundo da panela onde é colocada a liga nodulizante, sendo esta coberta por cavacos de ferro fundido ou pequenas chapas de aço, correspondendo de 1 a 2% do peso total do metal a ser tratado. A cobertura tem a finalidade de retardar a reação de nodulização, minimizando as perdas de magnésio por oxidação ou volatilização, uma vez que a reação só inicia após ter-se transferido um certo volume de metal para a panela, obtendo-se assim maior rendimento (40 a 50%). Um outro fator que contribuiria para o rendimento mais elevado seria o fato de, junto à cobertura, a temperatura do ferro fundido ser mais baixa em virtude de um efeito localizado de esfriamento (Souza Santos, 1982).

j) Panela com tampa dotada de orifício (tampa intermediária): o princípio de desenvolvimento desse processo baseia-se em limitar o volume de ar colocado em contato com o banho metálico no interior da panela (há menções de utilização de panelas deste tipo em 14 países, com capacidade de 80 a 8500kg). Esse procedimento resulta em menor evolução de fumos de óxido de magnésio e uma redução no efeito pirofórico da reação, diminuindo assim a poluição ambiental e possibilitando a obtenção de rendimentos de magnésio mais elevados do que nos processos de simples transferência e sanduíche (Souza Santos, 1982), (Olah Neto *et alli*, 1986).

k) Imersão por sino: o sino, geralmente de aço revestido com refratário e dotado de vários orifícios, é submerso no banho metálico, sendo mantido em uma posição pré-fixada em relação à superfície livre do metal, ocorrendo então a reação de nodulização. O processo permite rendimento de adição de magnésio superiores a 50% e deve ser conduzido em estação dotada com um sistema de extração de fumos. As desvantagens são grandes investimentos e maior custo em mão-de-obra, possuindo ainda pouca flexibilidade para tratamento de diferentes quantidades de ferro fundido (Souza Santos, 1982).

l) Nodulização no molde: a nodulização no molde visa a minimização das perdas de magnésio procedendo-se a adição do nodulizante em uma câmara junto ao sistema de canais do molde. As principais vantagens do processo são o elevado rendimento do magnésio, que pode ser superior a 80%, não ser necessário a adição de compostos grafitizantes, maior segurança da operação e a eliminação quase completa de fumos. Entre os problemas decorrentes da utilização desse processo está a necessidade de utilização de ligas em condições muito controladas quanto à composição, granulometria e

estado da superfície, a necessidade de se utilizar ferros fundidos com baixos teores de enxofre, o controle individual das peças fabricadas e um menor rendimento metalúrgico do que nos demais processos (Souza Santos, 1982), (Figuerola, 1982).

2.4 - Tratamento de Inoculação

2.4.1 - Tipos de inoculante

Embora o processo de obtenção de ferros fundidos cinzentos e nodulares apresentem diferenças importantes, há diversos pontos em comum e alguns aspectos que podem ser analisados em conjunto. Um desses aspectos seria relativo à grafitação, isto é, a tendência à formação da grafita durante a solidificação. Uma das maneiras mais eficientes de promover a grafitação é pela adição de pequenas quantidades de compostos, ditos inoculantes, instantes antes de se iniciar o processo de solidificação com a finalidade básica de atuarem como grafitizantes (Chaves Filho *et alli*, 1975). Esses compostos podem ser classificados como :

- inoculantes comuns, aqueles à base de ferro-silício comerciais com diversos teores residuais de cálcio e alumínio, o siliceto de cálcio, o silício metálico e a grafita;

– inoculantes especiais, que são a base de ferro silício ou cálcio-silício, contendo elementos grafitizantes como bário, estrôncio, cério, titânio, ou zircônio, e possuem efeito grafitizante muito mais intenso que os inoculantes comuns;

– e os inoculantes estabilizadores, a base de cromo, estanho, cobre, molibdênio, vanádio, etc., usados com a intenção de obter elevada resistência mecânica, e que devem ser empregados associados com uma pequena quantidade de inoculante grafitizante, pois seu poder grafitizante é baixo.

A seguir são apresentados alguns comentários relativos aos principais inoculantes conhecidos.

a) Grafita: o potencial inoculante desses materiais parece ser governado pela sua pureza e principalmente pelo seu grau de cristalinidade. Assim, o carbono grafitico altamente cristalino seria um inoculante muito mais potente e eficaz do que um carbono grafitico fracamente cristalino. O potencial inoculante é também afetado pelo teor de enxofre, uma vez que a rápida dissolução do carbono em ferros fundidos de baixo enxofre aceleram o *fading* do inoculante grafitico (Chaves Filho *et alli*, 1975). A fase do processo onde ocorre a inoculação é um outro fator importante quando se usa inoculantes grafiticos para a produção de ferro fundido nodular. Quando inoculantes grafiticos são adicionados como pós-inoculantes (adição após o tratamento de nodulização), o resultado é a deterioração da grafita e o surgimento de carbonetos. Recomenda-se portanto que, na produção de ferros fundidos nodulares, o inoculante grafitico seja adicionado antes, ou durante, o tratamento com magnésio, para que se obtenha uma inoculação mais eficaz (Liu *et alli*, 1992).

b) Silício metálico: é um poderoso inoculante quando adicionado no molde, mas não apresenta efeito inoculante quando adicionado isoladamente na panela de vazamento, devido a sua baixa resistência ao *fading*. Sugere-se que a presença de elementos como cálcio e alumínio aumentam a resistência ao *fading* do silício metálico, ao passo que baixos teores de enxofre provocam o efeito inverso, assim como foi discutido para o inoculante grafitico (Chaves Filho *et alli*, 1975).

c) Ferro-silício: as ligas ferro-silício quando puras, de maneira semelhante ao silício metálico, não são consideradas inoculantes poderosos quando adicionadas na panela de vazamento. Para seu uso como inoculante, precisam conter pequenos teores de alumínio ou cálcio, sendo mais eficientes quando contêm os dois elementos simultaneamente. As mais utilizadas são as ligas FeSi75 A (de baixos teores de alumínio e cálcio), FeSi75 B (de altos teores de alumínio e cálcio) e FeSi85, também com altos teores de alumínio e cálcio. O uso das ligas com alto teor de alumínio e cálcio é recomendado quando se faz necessário maior efetividade do inoculante, mas requer grande cuidado pois elevado teor residual de cálcio pode aumentar a quantidade de escória e alto teor de alumínio residual favorece o aparecimento de porosidade (como alternativa para esse problema tem-se os inoculantes especiais). O FeSi75 é, sem dúvida, o inoculante mais usado na produção de ferros fundidos cinzentos e nodulares (Chaves Filho *et alli*, 1975).

d) Silicieto de cálcio e cálcio-silício: são considerados fortes grafitizantes, não só pela redução na altura de coquilhamento, mas também pelo seu efeito no intenso refino das células eutéticas e conseqüente ação no sentido de aumentar a resistência mecânica. O cálcio-silício tem como vantagem, em

relação ao siliceto de cálcio, uma maior densidade e conseqüentemente melhor rendimento e menor tendência à formação de escórias. Esses inoculantes são mais eficientes em ferros fundidos hipoeutéticos e seu efeito independe do teor de enxofre, o que os torna recomendáveis para ferros fundidos de baixo enxofre (Chaves Filho *et alli*, 1975).

e) Cálcio-silício-titânio: o titânio é introduzido na forma de liga CaSiTi e é considerado pouco efetivo quando comparado com os outros inoculantes especiais. Além de grafitizante, tem efeito desgaseificante, em particular desoxidante sendo o seu uso recomendado para ferros fundidos altamente oxidados como tende a ocorrer quando se usam cargas com alta quantidade de sucata oxidada. Uma outra vantagem é o efeito adicional de neutralizar a ação de resíduos de nitrogênio (Chaves Filho *et alli*, 1975).

f) Silício-zircônio e silício-zircônio-cálcio: o zircônio, usado na forma de liga SiZr, age de maneira semelhante ao titânio e não é, também, considerado um grafitizante poderoso (Chaves Filho *et alli*, 1975).

g) Silício-manganês-zircônio: essa liga é considerada um inoculante mais potente que o SiZr, SiZrCa e FeSi75, sendo eficiente em ferros fundidos hipo e hipereutéticos. O manganês teria a finalidade de promover uma melhor dissolução da liga (Chaves Filho *et alli*, 1975).

h) Silício-manganês-zircônio-bário: o bário aumenta a resistência ao *fading* da liga SiMnZr e sua eficiência na redução da profundidade de coquilhamento (Chaves Filho *et alli*, 1975).

i) Silício-bário e silício-manganês-cálcio-bário: o bário parece ser um inoculante mais poderoso que o cálcio, com a vantagem de apresentar maior resistência ao *fading*, mesmo em temperaturas elevadas (acima de 1753K

(1480°C)). O inconveniente dos inoculantes contendo bário é a tendência a formar escória, embora menos e de mais fácil retirada que os inoculantes de alto cálcio. O SiMnCaBa torna-se um inoculante muito potente por apresentar o efeito combinado do cálcio e do bário, além do manganês auxiliar na dissolução da liga (Chaves Filho *et alli*, 1975).

j) Silício-terras raras e silício-cério: as terras raras e, em particular, o cério são conhecidos como nodulizantes dos ferros fundidos nodulares, mas em ferros fundidos cinzentos tem-se verificado que são poderosos grafitizantes. Esses elementos poderiam ser usados puros ou como silicetos, mas essas formas não seriam tão econômicas como na forma de ligas com menores teores. Esses inoculantes apresentam, em geral, excelente resistência ao *fading*, eficiência na redução da profundidade de coquilhamento e refinamento da microestrutura (Chaves Filho *et alli*, 1975).

k) Silício-estrôncio: esse inoculante é considerado um poderoso grafitizante em ferros fundidos nodulares, promovendo a formação de um maior número de nódulos que o FeSi contendo bário, cálcio e alumínio. Entretanto sua eficiência é prejudicada pela presença do cério, geralmente presente nas ligas nodulizantes. Sua eficiência é também prejudicada quando o teor de enxofre no ferro está abaixo de 0,04% (Chaves Filho *et alli*, 1975).

l) Silício-exotérmico: a liga silício-exotérmico tem a característica de fácil dissolução e sendo exotérmica sua reação, devido à presença do magnésio, não abaixa a temperatura do ferro fundido líquido. Pode ser usada a fim de compensar a perda de magnésio, atuando como complemento da nodularização (Chaves Filho *et alli*, 1975).

m) Cromo-silício e silicieto de cromo: são inoculantes estabilizadores e, no caso de moldagem de seções finas, sua adição deve ser acompanhada de inoculantes grafitizantes para neutralizar a tendência de formar carbonetos. O silicieto de cromo distingue-se da liga cromo-silício por ser mais facilmente dissolvido no metal líquido, promover menor tendência ao coquilhamento. e por seu maior teor de silício (Chaves Filho *et alli*, 1975).

n) Cromo-silício-manganês e cromo-silício-manganês-carbono: o cromo-silício-manganês com residuais de titânio, cálcio e alumínio é considerado um inoculante estabilizador dos mais eficientes. É facilmente dissolvido no ferro devido aos teores de silício e manganês, e a presença dos elementos residuais tem a finalidade de auxiliar no sentido de evitar a formação de cementita na solidificação. O cromo-silício-manganês-carbono possui menor poder grafitizante e difere do cromo-silício-manganês nos teores de Cr, Si, Mn e por conter menores residuais de Al, Ca e Ti (Chaves Filho *et alli*, 1975).

2.4.2 – Técnicas de inoculação

a) Adição do inoculante no próprio forno de fusão: este método é desaconselhável pois implica numa baixa eficiência do inoculante (Chaves Filho *et alli*, 1975).

b) Adição do inoculante no jorro da liga fundida quando da passagem do forno para a panela de vazamento ou de transferência: o inoculante pode ser adicionado na própria bica de vazamento ou na panela, quando já se

tem uma coluna metálica de 10cm. No segundo caso a perda do inoculante por oxidação é menor (Chaves Filho *et alli*, 1975).

c) Adição do inoculante no fundo da panela de vazamento: esse método é considerado inadequado pois não ocorre uma mistura apropriada do inoculante na liga fundida e os finos tendem a ficar presos no fundo da panela (Chaves Filho *et alli*, 1975).

d) Adição do inoculante no jorro da liga fundida quando da passagem de uma panela de transferência para outra de vazamento: esse método apresenta a vantagem de reduzir o *fading* do inoculante, todavia implica em temperaturas mais baixas de inoculação, o que não é recomendável em certos casos (Chaves Filho *et alli*, 1975).

e) Adição do inoculante no jorro da liga fundida na passagem para o molde: pode ser realizada através de um funil introduzido no jato da liga fundida durante sua passagem para o molde, ou através de um tubo fino de aço, aglomerado com inoculante, que é mantido no jorro da liga fundida e na qual o inoculante se dissolve (Chaves Filho *et alli*, 1975).

f) Adição do inoculante no molde: consiste na adição do inoculante no sistema de alimentação do molde, o que produz poderoso efeito inoculante, minimizando os problemas de *fading* (Chaves Filho *et alli*, 1975).

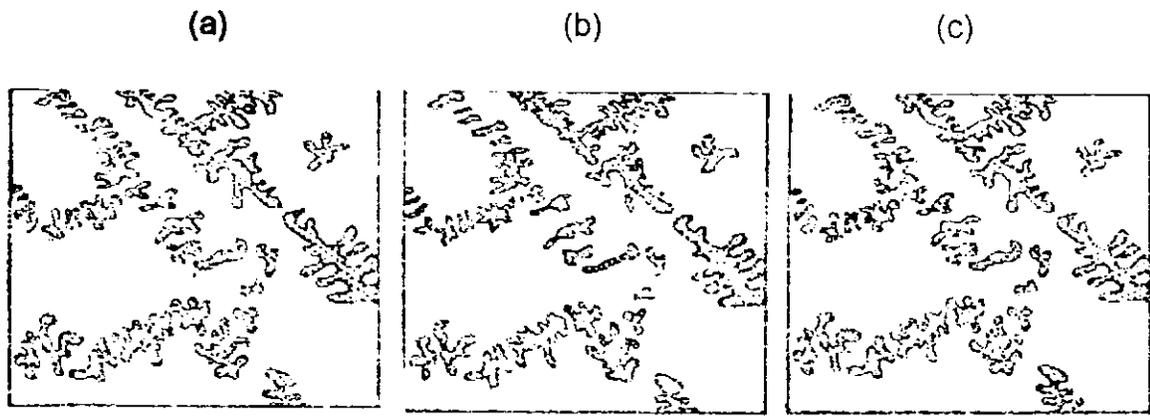
Existem outras técnicas que não foram descritas, sendo algumas inclusive patenteadas, mas a que mais tem sido recomendada é a introdução do inoculante na forma granular, no jorro da liga fundida após passar do forno para a panela de vazamento. As técnicas de inoculação no molde ou na passagem para o molde devem ser consideradas como complementares à inoculação na panela e não como substitutas desta (Chaves Filho *et alli*, 1975).

2.5 - Nucleação da Grafita Nodular

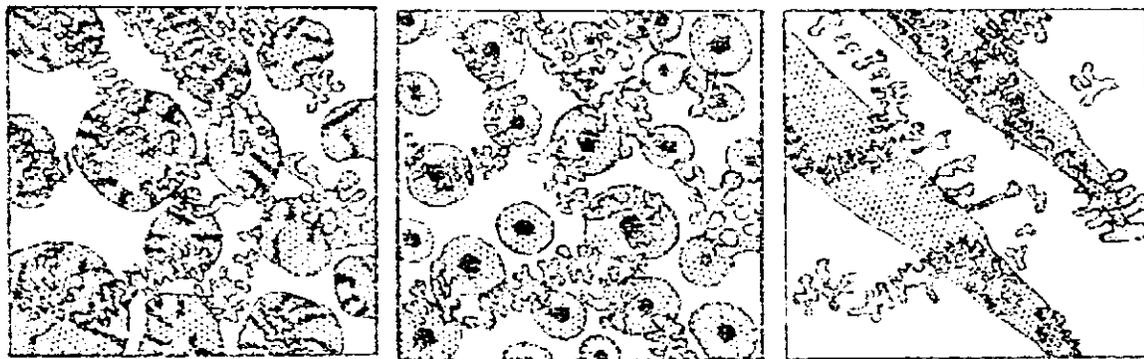
Alguns pesquisadores investigaram a nucleação da grafita na forma esferoidal, adicionando magnésio, no lugar do cério, para obtenção do ferro fundido nodular. Buttner *et alli* (1952) observaram que o ferro fundido cinzento tem um certo ângulo de molhamento contra os núcleos de grafita, que é diferente daquele obtido quando o ferro é tratado com magnésio. Eles sugeriram que existe uma energia interfacial crítica, acima da qual a forma de grafita esferoidal é estável e abaixo da qual a forma de grafita em veios é estável. Por outro lado, Morrogh e Williams (1947) e Nipper (1935), relataram que a grafita esferoidal pode ser produzida em ligas ferro carbono de alta pureza usando resfriamento moderadamente rápido. Com base nessas observações, Keverian *et alli* (1953) estudaram o ângulo de contato formado contra os substratos para nucleação da grafita em ferros de alta pureza fundidos no vácuo, ferros fundidos tratados com magnésio e ferros fundidos comuns não tratados. A grafita esferoidal foi obtida em ferros fundidos de alta pureza fundidos no vácuo, em ligas ferro-carbono-silício e em ferros ligados ao níquel, com ou sem adição de magnésio. O ângulo de contato observado nessas ligas era maior do que o observado nos ferros fundidos comuns não tratados com magnésio, os quais não apresentaram grafita esferoidal. O aumento no ângulo de contato foi atribuído ao efeito do magnésio, do níquel ou da fusão no vácuo, que atuam na interface entre o metal líquido e os substratos para nucleação da grafita, removendo os elementos superficiais ativos (enxofre, oxigênio, etc.) e aumentando a energia interfacial. Embora o aumento da energia interfacial possa representar uma barreira para o crescimento dos núcleos

de grafita, ele é acompanhado por subresfriamento e, conseqüentemente, supersaturação local. Estudos realizados por Mehl (1951) indicam que à medida que o grau de supersaturação aumenta a taxa de crescimento global também aumenta, enquanto a diferença entre as taxas de crescimento nas diferentes faces do cristal diminui, o que favorece o crescimento de cristais na forma esferoidal.

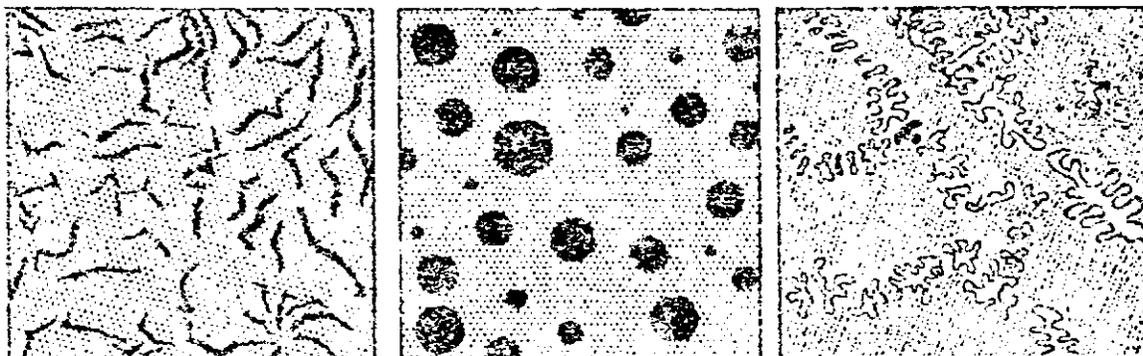
Merchant (1962) observou que a seqüência de solidificação do eutético em ferros fundidos cinzentos, nodulares e brancos é essencialmente a mesma. Nos ferros fundidos cinzentos e nos nodulares as células eutéticas crescem de forma esferoidal e são compostas de grafita e austenita, enquanto no ferro fundido branco elas assumem forma colunar e são compostas de cementita e austenita (Figura 8). Nos ferros fundidos cinzentos a grafita dentro da célula eutética cresce na forma de uma árvore (Figura 9) enquanto nos ferros fundidos nodulares os esferoides de grafita crescem através de agregados de cristais que se organizam radialmente a partir de um centro comum (Figura 10).



Dendritas de austenita no líquido



Dendritas de austenita e crescimento das células eutéticas



Eutético e dendritas completamente solidificados

Figura 8 – Sequência de solidificação do eutético em ferros fundidos cinzentos (a), nodulares (b) e brancos (c) (Merchant, 1962).



Figura 9 – Modelo tridimensional de célula eutética em ferros fundidos cinzentos,
(Merchant, 1962).

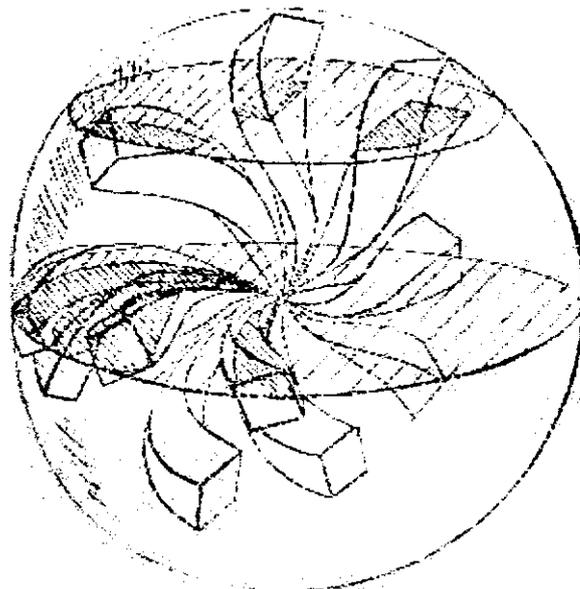


Figura 10 – Representação esquemática de cristais de grafita irradiando a partir
de um centro comum em ferro fundido nodular (Merchant, 1962).

Merchant verificou, ainda, que a delineação dos contornos das células eutéticas após o ataque era melhor quanto maior fosse a segregação de carbonetos para essa região e que a segregação era maior quanto maior fosse a taxa de resfriamento e menor a taxa de nucleação.

Com relação à nucleação da grafita, Morrogh (1962) observou que na transformação eutética de ferros fundidos nodulares o número de centros de solidificação formados, para uma mesma quantidade de subresfriamento, é da ordem de 150 a 200 vezes maior que num ferro fundido cinzento, contudo, o crescimento da grafita no ferro fundido nodular é muito mais lento. Através da Figura 8 nota-se que a solidificação do eutético no ferro fundido cinzento ocorre com a grafita em contato com o metal líquido, o que facilita a transferência de carbono do metal para os centros de crescimento da grafita. Por outro lado, no ferro fundido nodular, os esferulitos de grafita encontram-se totalmente envolvidos por austenita, de maneira que o crescimento dos nódulos requer a difusão de carbono do metal líquido através da austenita, tornando o processo mais lento. Sendo assim, apesar da grande quantidade de centros de solidificação formados, a taxa de crescimento lenta leva a um subresfriamento dentro da região de solidificação do ferro fundido branco, daí a necessidade de inocular o ferro fundido nodular para evitar a formação de carbonetos eutéticos.

Karsay e Schelleng (1961) investigaram o efeito da composição química da liga sobre a estrutura da grafita, em fundidos resfriados lentamente. Eles observaram que ferros nodulares hipereutéticos, adequadamente inoculados e com baixo resíduo de magnésio produzem esferoides de grafita bem formados, enquanto os ferros hipoeutéticos, ou não inoculados, ou com elevado resíduo de magnésio apresentam grafita com forma irregular.

Os núcleos para formação da grafita nodular são os mesmos que para a grafita lamelar, entretanto, como o número de nódulos em ferro fundido nodular tende a ser maior que o número de células eutéticas em ferro fundido cinzento, pode-se supor então que existem, pelo menos, núcleos adicionais. As principais hipóteses para o mecanismo de nucleação da grafita nodular são (Machado, 1980):

1) Nucleação da grafita em carbonetos iônicos (salt-like carbides), produzidos principalmente pela adição de um grafitizante;

2) Nucleação em óxidos, sulfetos, ou a combinação destes, obtidos como produto de reação pela adição de nodulizante e/ou inoculante;

3) Nucleação em bolhas de gás suspensas no líquido, provenientes da reação de dois gases (MgO e CO), formando sólidos de alto ponto de fusão (Mg+C), que funcionam como núcleos de cristalização da grafita, onde ela se difunde, ou seja, no interior da pequena bolha, assumindo sua forma. Esta hipótese, no entanto, não esclarece a formação da grafita nodular em ferro fundido branco, tratado com magnésio e depois tratado termicamente. Nem se pode admitir nesta teoria a nodulização com cério, que possui alto ponto de fusão, e portanto não forma gás na temperatura do ferro fundido.

Apesar do empenho das pesquisas realizadas a respeito do ferro fundido nodular, os mecanismos fundamentais da nucleação e crescimento da grafita ainda não foram totalmente esclarecidos, mas há uma concordância sobre o fato de que a nucleação é heterogênea e há evidências de que a grafita nuclea sobre inclusões de óxidos, sulfetos ou oxissulfetos (Harding *et alli*, 1997), (Javaid e Loper Jr., 1995).

O trabalho pioneiro de Jacobs *et alli* (1974) mostrou a presença de partículas hexagonais de 1 μ m dentro dos nódulos e na matriz após inoculação com uma liga FeSi. As partículas tinham uma estrutura dupla, consistindo de um centro com 0,05 μ m de diâmetro de (Mg, Ca)S e uma casca externa de (Mg, Si, Al, Ti)O, com estrutura cúbica, sendo que o centro age como núcleo para o crescimento epitaxial da grafita. O uso de inoculantes a base de estrôncio mudou o centro da estrutura para (Sr, Ca, Mg)S e concluiu-se que a taxa de formação dos nódulos depende da cinética de três eventos de nucleação: dos sulfetos, da casca externa e da grafita sobre o núcleo. Considerou-se também que o magnésio, o cálcio e o estrôncio têm um duplo papel: reduzir o teor de enxofre no metal e formar partículas de sulfeto, que agem como núcleos. Jacobs *et alli* mostraram que as partículas dentro dos nódulos e na matriz eram semelhantes: então por que as inclusões na matriz não agiram como núcleos de grafita?

Skaland (1992) pode ter encontrado a resposta para esta questão mostrando que três categorias de inclusões podem ser encontradas em ferros após o tratamento com Mg: partículas angulares e facetadas, encontradas no centro dos nódulos de grafita e na matriz, com estrutura semelhante àquela descrita por Jacobs (1974); partículas retangulares encontradas principalmente na matriz, constituídas de uma fase única de MgO.SiO₂; e partículas grandes e irregulares encontradas nos espaços interdendríticos. Javaid e Loper Jr. (1995) sugeriram que os planos basais 001 seriam sítios particularmente favoráveis à nucleação da grafita uma vez que essas facetas permitem interfaces coerentes, ou semi-coerentes, entre os núcleos e a grafita. Sendo assim, apenas as partículas que exibem compatibilidade cristalográfica com a grafita agiriam efetivamente como núcleos.

Alguns fatores podem determinar se uma partícula agirá, ou não, como um núcleo efetivo: o núcleo deve ser sólido no metal fundido; deve haver compatibilidade cristalográfica entre o núcleo e a grafita; o núcleo deve se manter em suspensão no metal fundido; e deve haver uma força atrativa entre o núcleo e a fase nucleante, sendo este um fator que não tem sido discutido freqüentemente (Harding, 1997).

2.6 - Efeito de Elementos Deletérios

2.6.1 - Elementos deletérios

Certos elementos metálicos têm forte efeito deletério sobre a microestrutura ou formação da grafita no ferro fundido nodular, mesmo quando se encontram em quantidades mínimas. Alguns deles são:

a) alumínio: quando se encontra presente antes da adição do magnésio, causa degenerescência da grafita (máximo tolerável 0,05%);

b) antimônio: causa o aparecimento de grafita em forma de caranguejo ou em veios (máximo tolerável 0,002%);

c) arsênico: favorece a formação de perlita (máximo tolerável 0,002%);

d) boro: é potente estabilizador de carbonetos (máximo tolerável 0,002%);

e) chumbo: forma grafita em veios (máximo tolerável 0,002%);

f) selênio: tem efeito semelhante ao enxofre (máximo tolerável 0,03%);

g) telúrio: em quantidades elevadas tem efeito semelhante ao chumbo (máximo tolerável 0,03%);

h) estanho: é um potente estabilizador da perlita (máximo tolerável 0,1%);

i) titânio: favorece a grafita em flocos e aumenta a sensibilidade à espessura (máximo tolerável 0,07%).

Entre os elementos gasosos que provocam porosidade no moldado, estão: nitrogênio, estabilizador de carbonetos, seu efeito pode ser eliminado através de pequenas adições de alumínio; oxigênio, acelera a formação de carbonetos, pode ser eliminado por elementos desoxidantes como cálcio, silício ou alumínio; e hidrogênio, o mais potente antigrafitizante, pode ser eliminado através de inoculantes à base de cálcio e zircônio (Machado, 1980).

2.5.2 – Defeitos encontrados em ferros fundidos nodulares

1) Flotação da grafita: a grafita é significativamente menos densa que o ferro e, conseqüentemente, a grafita que precipita no ferro líquido tende a flutuar. Quando essa flotação ocorre antes da solidificação no molde, ocorre uma concentração de nódulos de grafita na superfície da caixa superior do molde e, quando esse moldado é quebrado, verifica-se uma fratura escura na região de

flotação. Os três mais importantes fatores associados à flotação da grafita são: elevado teor de carbono equivalente, acima de 4,5%; tamanho da seção e taxa de solidificação (Goodrich, 1992), (Javaid e Loper Jr., 1995). Estes fatores estão relacionados de maneira que, quanto maior o tamanho da seção do moldado ou mais lentas as condições de resfriamento, menor é o teor de carbono equivalente admitido, para evitar a flotação da grafita. A concentração dos nódulos de grafita pode ser visualizada em seções transversais à zona de flotação (Figura 11) (Goodrich, 1992).

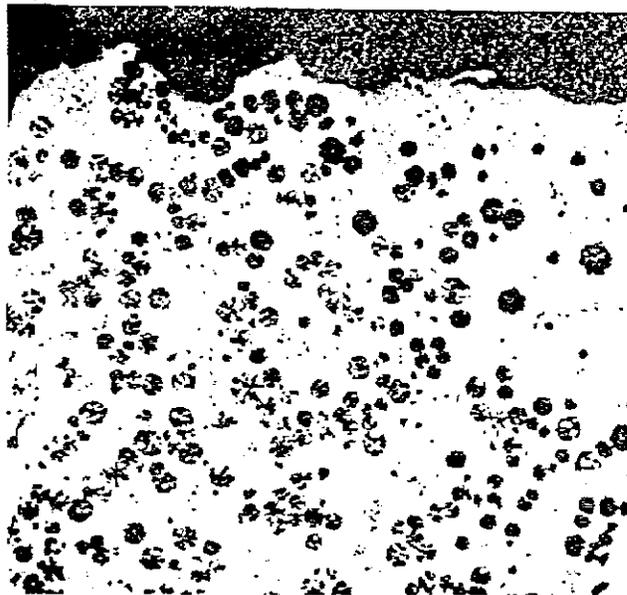


Figura 11 - Grafita na zona de flotação (35X) (Goodrich, 1992).

2) Grafita explodida: uma fotomicrografia dessa forma de grafita pode ser observada na Figura 12. Os fatores responsáveis pela ocorrência da grafita explodida são os mesmos associados com a flotação da grafita, além do supertratamento com magnésio na presença de metais de terras raras não combinados (Goodrich, 1992).

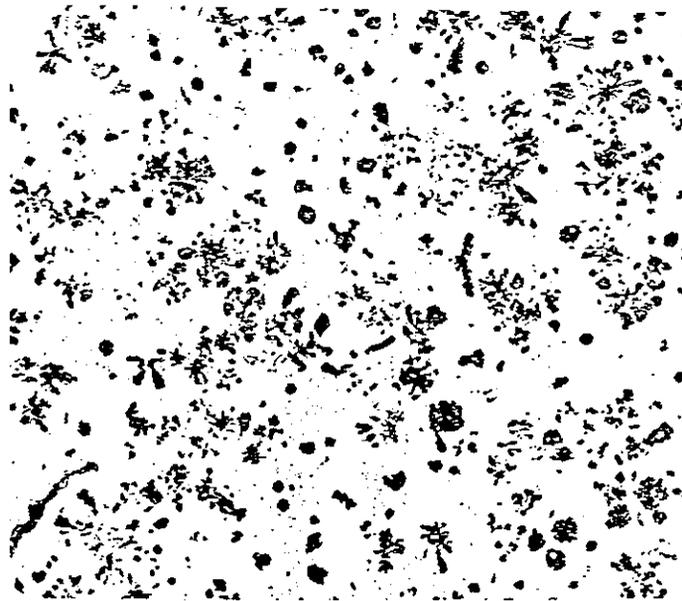


Figura 12 - Exemplo de grafita explodida (50X) (Goodrich, 1992).

3) Carbonetos: os carbonetos podem ocorrer basicamente em três formas diferentes: carbonetos eutéticos, que são os mais comumente encontrados nos ferros fundidos nodulares; coquilhamento inverso; e segregação de carbonetos. Os carbonetos eutéticos e aqueles originários do coquilhamentos são geralmente causados por taxas de resfriamento rápidas, inoculação ineficiente e/ou *fading* do inoculante (Henderson, 1992). A segregação de carbonetos (Figura 13) ocorre geralmente no contorno das células eutéticas devido a taxas de resfriamento relativamente lentas e à presença de elementos formadores de carboneto tais como cromo, boro, molibdênio, vanádio, manganês, etc. O nível de segregação pode ser minimizado pelo aumento na contagem de nódulos e conseqüente aumento na quantidade de contorno das células eutéticas, o que leva a uma melhor distribuição dos carbonetos (Goodrich, 1992).

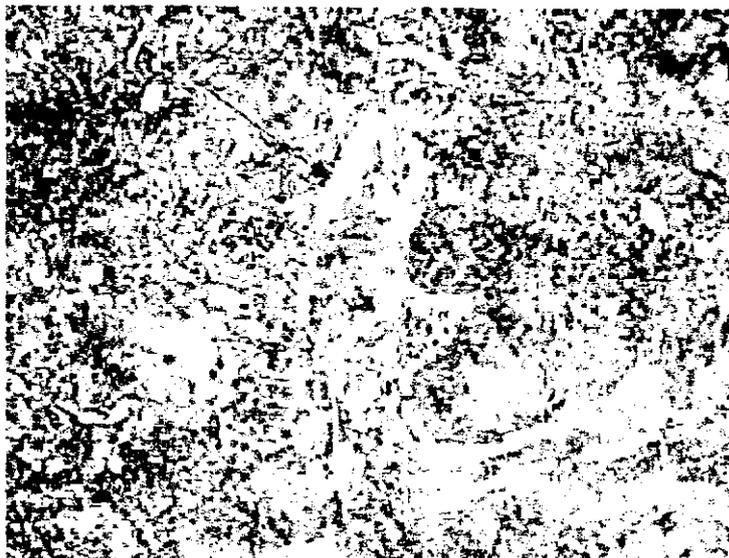


Figura 13 - Segregação de carbonetos (Goodrich, 1992).

4) Grafita em veios: a ocorrência de grafita em veios ou vermicular está geralmente associada a baixos residuais de magnésio, menos que 0,03%, mas traços de elementos tais como titânio, telúrio, arsênico, chumbo e antimônio também podem ser responsáveis pela formação desse tipo de grafita. Durante o tratamento de nodularização deve-se estudar com cuidado a quantidade e tipo de liga nodulizante, bem como o método de nodularização, e a necessidade de utilização de terras raras para neutralizar o efeito de elementos deletérios (Goodrich, 1992).

5) Grafita irregular: é normalmente associada a moldados de grandes seções e baixas taxas de resfriamento. Esse tipo de grafita (Figura 14) ocorre na última parte do metal a solidificar e baixos níveis de magnésio, ou elevados teores de silício, nessa região podem estar associados a sua formação (Goodrich, 1992). Por outro lado, adições de cálcio e terras raras em excesso também podem contribuir para a formação da grafita irregular (Javaid e Loper Jr., 1995).

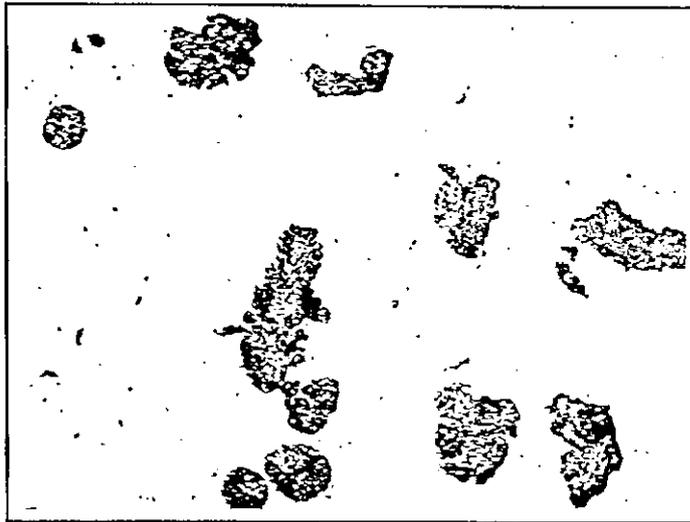


Figura 14 - Esferóides de grafita formados irregularmente em um ferro fundido nodular de seção pesada (100X) (Goodrich, 1992).

6) Inclusões de escória: a escória no ferro fundido nodular é, geralmente, um produto do tratamento com magnésio, que é continuamente rejeitado pelo ferro e oxida-se sobre a superfície do metal formando as inclusões que são comumente encontradas no ferro fundido nodular. Esses defeitos, ao exame metalográfico, assemelham-se a trincas (Figura 15) e as principais causas são: alto teor de magnésio residual; vazamento lento, vazamento do metal frio ou vazamento do metal com espessa camada de escória; e alto teor de carbono e silício (Goodrich, 1992).

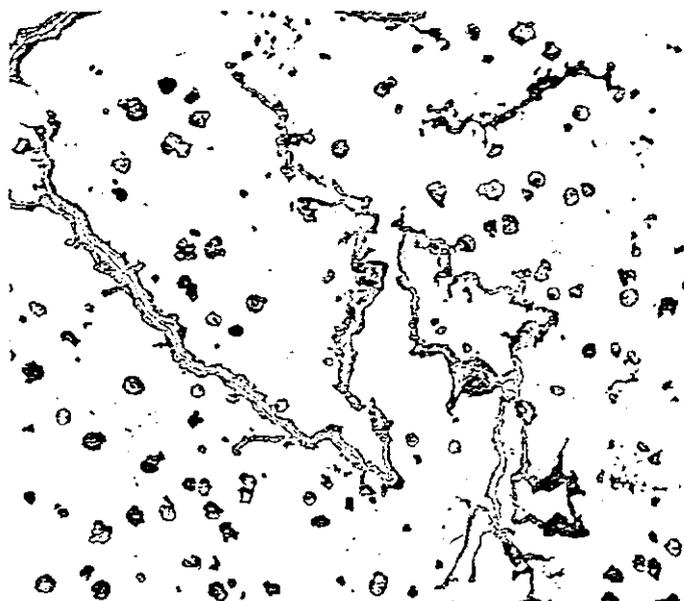


Figura 15 - Inclusões de escória (50X) (Goodrich, 1992).

7) Pinholing: são pequenos furos causados por gases aprisionados no metal fundido. Os *pinholes* são classificados pelo tipo de gás que os origina: vapor de magnésio; hidrogênio; nitrogênio; monóxido de carbono; e interações de hidrogênio e nitrogênio. Esse defeito pode ser evitado através da adição de terras raras, para melhorar a fluidez do metal líquido, em conjunto com elementos como telúrio e bismuto que neutralizam a ação dos gases (Goodrich, 1992).

8) Shrinkages: são contrações que ocorrem no último estágio da solidificação e tendem a aumentar com a diminuição da temperatura de vazamento. Quando a temperatura do metal no molde alcança 1533K (1260°C), a precipitação da grafita inicia. Se toda a cavidade do molde não estiver nessa temperatura, não ocorrerá o aumento de volume devido a precipitação da grafita, o que resulta em contração do moldado (Goodrich, 1992).

A Figura 16 ilustra a importância de uma reação adequada entre carbono e silício para promover uma precipitação de grafita suficiente e moldados sadios (Goodrich, 1992).

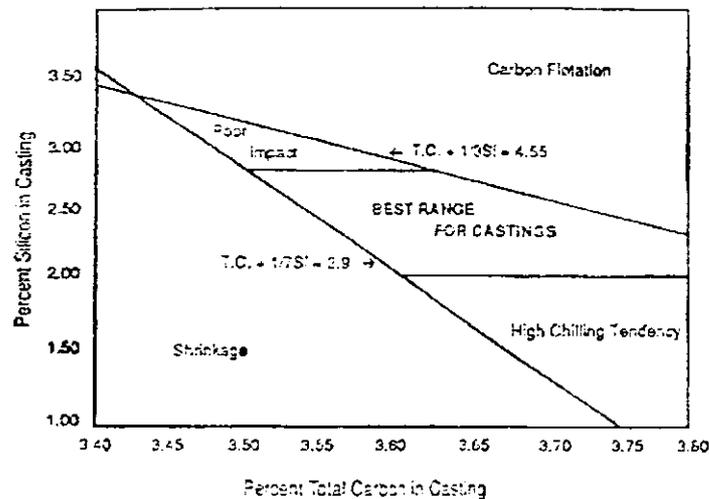


Figura 16 - Faixas de carbono e silício para ferros fundidos nodulares

(Goodrich, 1992).

2.7 - Tratamento Térmico de Austêmpera

O tratamento térmico de austêmpera é realizado em ferros fundidos nodulares para a produção do ferro fundido nodular austemperado (Austempered Ductile Iron - ADI) e envolve basicamente duas etapas (Figura 17) :

1) Austenitização: o fundido é aquecido a uma temperatura entre 1116 e 1227K (843 a 954°C), sendo mantido nessa temperatura o tempo suficiente para que toda a matriz se transforme em austenita e esta se torne saturada de carbono (Kovacs, 1992);

2) Austêmpera: decorrido o tempo necessário à austenitização, o fundido é rapidamente resfriado para uma temperatura entre 510 e 673K (237 e 399°C), quando reage isotermicamente durante um tempo de 30 a 240 minutos. Nessa fase, a matriz austenítica se decompõe em uma microestrutura ausferrítica única composta de ferrita acicular e austenita estável de alto carbono. A temperatura de austêmpera determina o tempo de reação, a morfologia das fases na matriz e as propriedades físicas. Decorrido o tempo de austêmpera, o fundido é resfriado rapidamente até a temperatura ambiente (Kovacs, 1992).

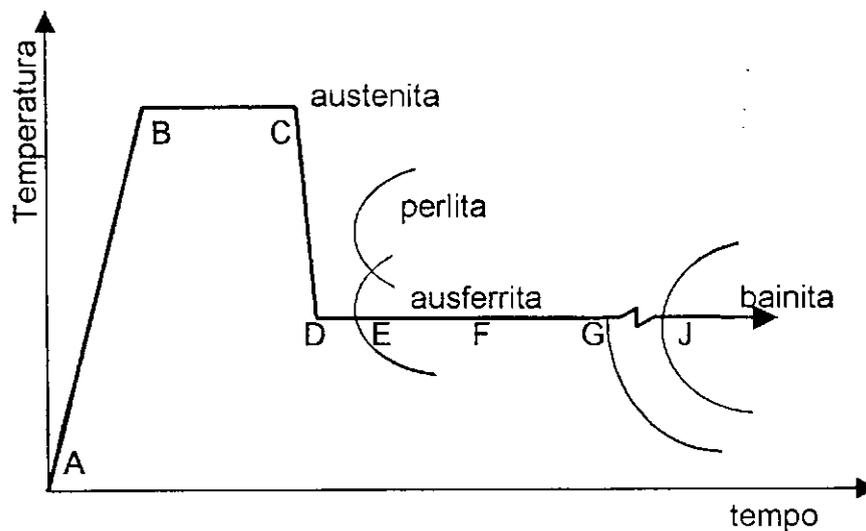


Figura 17 - Diagrama esquemático do ciclo de tratamento térmico para a produção de ferro fundido nodular austemperado, (Kovacs, 1992).

Deve-se notar que a matriz ausferrítica se desenvolve na temperatura de reação bainítica, contudo ela não é bainita. A reação é interrompida antes que a bainita se forme, pois esta é prejudicial para o ADI (Kovacs, 1992).

O segmento A-B, ilustrado na Figura 17, indica a fase de aquecimento da peça fundida até a temperatura de austenitização; o patamar B-C indica o tempo necessário para que a peça se torne completamente austenítica e o carbono se dissolva uniformemente, atingindo teores de 0,8 a 1,1%, dependendo da composição química e da temperatura de austenitização; e o segmento C-D representa o resfriamento rápido até a temperatura de austêmpera. A partir do ponto D inicia-se a reação de austêmpera, ou seja, a transformação da matriz austenítica em ferrita acicular (Kovacs, 1997).

1) Austenita meta-estável reagida: durante o período situado entre os pontos E e F, o carbono rejeitado da ferrita espalha-se na austenita remanescente alcançando teores de 1,2 a 1,6%. Se o tratamento for interrompido nesse estágio obtém-se uma matriz de ferrita acicular e austenita meta-estável reagida, a qual pode se transformar em martensita caso seja resfriada abaixo da temperatura ambiente ou seja submetida a deformação mecânica (Kovacs, 1997).

2) Austenita estável: com a continuação do tratamento térmico além do ponto F até o G, a reação de austêmpera se desenvolve enquanto a austenita se enriquece de carbono até concentrações de, aproximadamente, 2% tornando-se mecânica e termicamente estável (Kovacs, 1997).

3) Austenita meta-estável não reagida: a segregação de elementos formadores de carbonetos para as regiões de contorno de célula eutética retarda o início da reação de austêmpera, de maneira que pode-se completar a reação no restante da peça fundida sem que se tenha ainda iniciado nessas regiões. Nesse caso, após o resfriamento pode-se obter uma matriz de ferrita acicular, austenita estável e austenita meta-estável não reagida, esta última com o mesmo teor de carbono que tinha na temperatura de austenitização (Kovacs, 1997).

4) Ferrita pró-eutetóide: quando a temperatura de austenitização é baixa (próxima a 1073K ou 800°C), há um equilíbrio entre as fases austenita, ferrita e grafita, não havendo a completa austenitização da peça. Assim, após o resfriamento a ferrita mantém-se na forma em que estava durante a austenitização (Kovacs, 1997).

5) Ferrita acicular: durante a reação de austêmpera, a austenita se transforma em ferrita acicular que, ao nuclear, rejeita o carbono para a austenita. Sendo assim, a ferrita acicular resultante do processo de austêmpera contém pouquíssimos precipitados de carbonetos (Kovacs, 1997).

6) Ferrita bainítica: quando o tratamento é mantido além do ponto G, até o ponto J, a austenita não consegue solubilizar todo o carbono que recebe (a concentração de carbono na austenita não deve exceder 2,2%). Inicia-se então a precipitação de carbonetos e toda a austenita se transforma em ferrita, caracterizando a estrutura bainítica de ferrita acicular com finos carbonetos dispersos (Kovacs, 1997).

A estrutura desejável para a matriz do ADI é constituída de ferrita acicular e austenita estável, devendo ser livre de perlita, carboneto bainítico e martensita. Essa constituição levou ao termo ausferrita, que se tornou um padrão de nomenclatura para o ADI, de acordo com a ASTM A644-92 (Kovacs, 1997).

2.7.1 - Efeito dos elementos de liga

A solidificação do eutético causa uma distribuição não-uniforme do soluto no ferro fundido nodular, isto é, a solubilidade do carbono é heterogênea dentro da matriz. Esse fenômeno é muito importante para a reação de austêmpera, pois a segregação do soluto tem um forte efeito sobre a tratabilidade térmica do ferro fundido nodular e afeta o ciclo de tratamento térmico bem como as propriedades mecânicas resultantes (Kovacs, 1991).

Diversos mecanismos podem ser considerados quanto ao efeito dos elementos de liga sobre o processo de transformação eutetóide nos ferros fundidos nodulares, entre eles: os elementos de liga podem acelerar ou retardar a difusão de carbono da austenita para os nódulos de grafita, interferindo na taxa de nucleação da ferrita; o processo de auto-difusão do ferro, que é baseado em movimento de vacâncias, é considerado um possível fator de controle da reação eutetóide podendo ser influenciado pelos elementos de liga; e a energia de adesão da fase cementita na perlita pode ser alterada pela presença dos elementos de liga. Observou-se que quantidades crescentes de silício, cobre e níquel aumentam o coeficiente de difusão de carbono na austenita, em temperaturas entre 1133 e 1193K (860 e 920°C), enquanto o aumento nas quantidades de manganês e cromo atuam de maneira inversa. O silício atua aumentando a difusão de vacâncias através do enfraquecimento das energias de adesão e de distorção dos cristais de austenita, enquanto o níquel atua de maneira semelhante, mas apenas sobre a distorção dos cristais. A diminuição na taxa de difusão de vacâncias, com a presença do cromo e do manganês, pode

ser explicada pela tendência desses elementos a formarem carbonetos complexos, na cementita da perlita, unindo-se fortemente ao carbono e ao ferro e, conseqüentemente, reduzindo as taxas de difusão do carbono e auto-difusão do ferro (Lalich and Loper Jr., 1973).

A adição de elementos de liga tais como Mo, Ni, Cr, V, Mn, e Cu, aos ferros fundidos nodulares altera as posições das regiões de formação dos diferentes produtos de transformação da austenita, deslocando-as para a direita e modificando também as temperaturas em que ocorrem, sendo assim necessários maiores tempos para que essas reações se verifiquem. Nessas condições tem-se a possibilidade de obtenção de matriz ausferrítica para menores velocidades de resfriamento, como se verifica em peças de grande espessura, evitando-se a formação de perlita e ferrita de elevada temperatura (Carvalho Jr. *et alli*, 1985).

Os elementos de liga no ADI são divididos basicamente em dois grupos:

1) Elementos formadores de carboneto (Grupo 1): estão localizados à esquerda do ferro na tabela periódica (Mn, Mo, Cr, V, Ti, Ca e Mg) e segregam nas regiões de contorno das células eutéticas, longe dos nódulos de grafita. Durante a solidificação do eutético, a austenita se forma em volta dos nódulos de grafita e, com o avanço da interface sólido-líquido, esses elementos são rejeitados para o líquido remanescente de maneira que, quando a última rede de líquido solidifica-se nos contornos das células eutéticas, essas regiões estão enriquecidas de elementos formadores de carbonetos (Kovacs, 1991).

2) Elementos que não formam carbonetos (Grupo 2): estão localizados à direita do ferro na tabela periódica (Si, Ni, Cu, Sb e Sn) e segregam próximo aos nódulos de grafita. As mais altas concentrações desses elementos são encontradas nas regiões onde a austenita se solidifica primeiro, na interface grafita metal e nas dendritas. Um desenho esquemático do padrão de segregação para os dois grupos de elementos está ilustrado na Figura 18 (Kovacs, 1991).

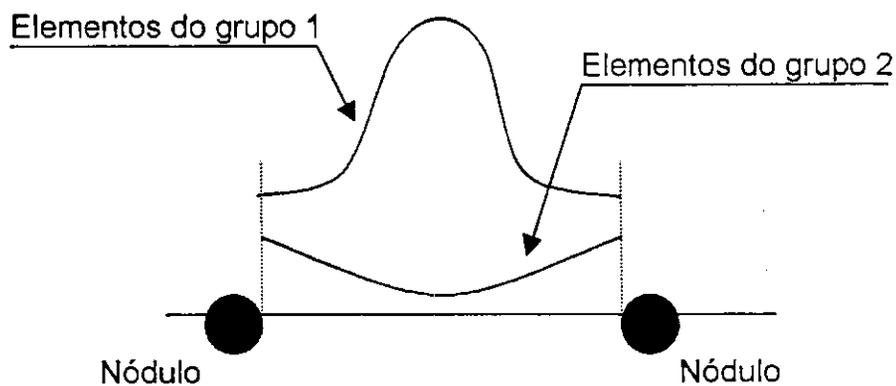


Figura 18 - Distribuição típica do soluto no ferro fundido nodular (Kovacs, 1991).

Os elementos de liga são adicionados apenas para aumentar a temperabilidade do ferro fundido nodular e não para aumentar a resistência ou dureza. As propriedades mecânicas resultantes são função da microestrutura obtida. A Tabela 4 mostra a composição química recomendada para o ADI:

Tabela 4 - Composição química recomendada para o ADI (Kovacs, 1991).

Elemento		Concentração (%)
Metal base	Carbono equivalente	4,30 - 4,60
	Carbono	3,40 - 3,80
	Silício	2,20 - 2,60
	Manganês	0,35 máx.
		0,60 máx. (seções menores que 1/2")
	Enxofre	0,02 máx.
	Fósforo	0,04 máx.
Elementos de liga*	Cobre	0,20 - 0,80
	Níquel	0,20 - 2,00
	Molibdênio	0,10 - 0,30
Elementos residuais	Alumínio	0,050 máx.
	Cromo	0,100 máx.
	Titânio	0,040 máx.
	Antimônio	0,002 máx.
	Estanho	0,020 máx.

* Apenas o requerido para a temperabilidade.

a) Manganês: é o segundo mais potente agente endurecedor do ADI, mas seu efeito pode ser tanto benéfico como prejudicial. O manganês abaixa a temperatura crítica superior, isto é, a temperatura de austenitização e aumenta a solubilidade do carbono na austenita (Kovacs, 1991). Com isso, o manganês estabiliza a austenita e retarda a nucleação da ferrita na austenita, durante o tratamento de austêmpera, permitindo a obtenção da matriz austemperada em fundidos de seção pesada (Faubert, *et alli*, 1991). Contudo, se o manganês for utilizado em excesso, pode haver elevada segregação de carbonetos para os contornos das células eutéticas comprometendo as propriedades mecânicas do material. Além disso, a elevada concentração de manganês pode retardar de tal

maneira o início da reação de austêmpera, nas regiões de segregação, que a estrutura final do ferro fundido conterá grande quantidade de austenita meta-estável não reagida (Moore *et alli*, 1992).

b) Molibdênio: este elemento é o mais importante agente endurecedor. O molibdênio aumenta a temperatura de austenitização, reduz a solubilidade do carbono na austenita e, assim como o manganês, retarda a reação de austêmpera. Entretanto, a tendência à formação de austenita meta-estável não reagida é menor em ligas que contém Mo do que naquelas que contém Mn. A Figura 19 mostra o percentual de austenita meta-estável não reagida em função do tempo de austêmpera, para ligas contendo manganês e molibdênio (Moore *et alli*, 1992).

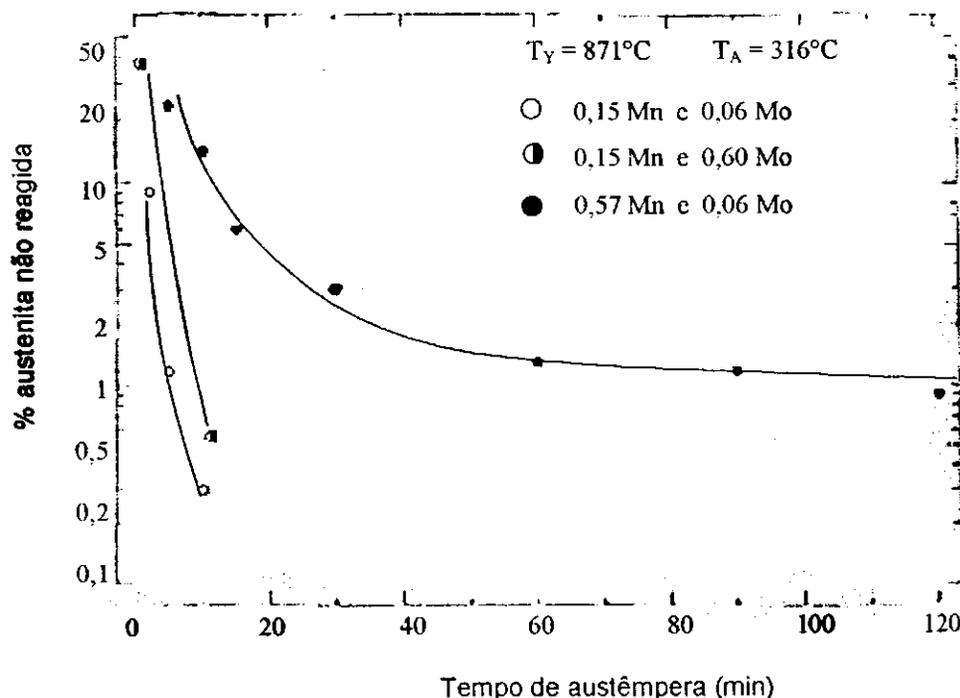


Figura 19 - Percentual de austenita meta-estável não reagida em função do tempo de austêmpera, para ligas contendo manganês e molibdênio (Moore *et alli*, 1992).

Sendo o mais importante agente de temperabilidade para o ADI, o molibdênio é especialmente útil para fundidos espessos. Entretanto, a contagem de nódulos nesse tipo de fundido é, geralmente, baixa e, conseqüentemente, o grau de segregação alto. Portanto, deve-se ter atenção especial em relação à inoculação e temperatura de vazamento desses fundidos para promover-se alta contagem de nódulos e, assim, uma melhor distribuição do molibdênio pelas regiões de contorno das células eutéticas (Kovacs, 1991).

c) Cromo: é outro formador de carbonetos que pode estar presente no ADI, embora ele não seja adicionado intencionalmente. Como um formador e promotor de carbonetos, o Cr pode participar da formação de carbonetos eutéticos no contorno das células eutéticas e substituir átomos de ferro na estrutura cristalina estabilizando os carbonetos. Nesse caso, são necessários longos tempos de austenitização para dissolver esses carbonetos e homogeneizar a microestrutura (Kovacs, 1991).

d) Vanádio, Titânio, Cálcio e Magnésio: São elementos que, embora não sejam intencionalmente adicionados à liga, estão geralmente presentes na composição do ferro fundido nodular. Assim como os outros elementos formadores de carbonetos, entretanto com menor potencial endurecedor, segregam para as regiões de contorno das células eutéticas, podendo formar vários compostos (Kovacs, 1991).

e) Silício: aumenta a temperatura crítica superior, mas os dois efeitos mais importantes deste elemento na reação de austêmpera são: diminuir a solubilidade e acelerar a difusão do carbono na austenita, sendo o único elemento do Grupo 2 que, apesar de segregar para as regiões adjacentes aos nódulos, não age como uma barreira para a difusão do carbono entre a matriz e os nódulos de

grafita. Esses dois efeitos promovem a nucleação e o crescimento de ferrita acicular na matriz austenítica, acelerando a reação de austêmpera e inibindo a formação de carbonetos. Há outro aspecto que é freqüentemente ressaltado: o silício aumenta a resistência mecânica e a dureza da ferrita através de endurecimento por solução sólida (Kovacs, 1991).

f) Cobre: a principal razão para o uso do cobre é que este é o mais barato agente endurecedor do ADI. O cobre é reconhecido como um efetivo promotor da perlita, devido à segregação na interface grafita-metal criando uma barreira para a difusão do carbono entre a grafita e a matriz (Kovacs, 1991). A Figura 20 ilustra a influência do cobre e do molibdênio sobre o "tempo de perlita" no diagrama TTT (transformação, tempo e temperatura) (Hasse, 1998).

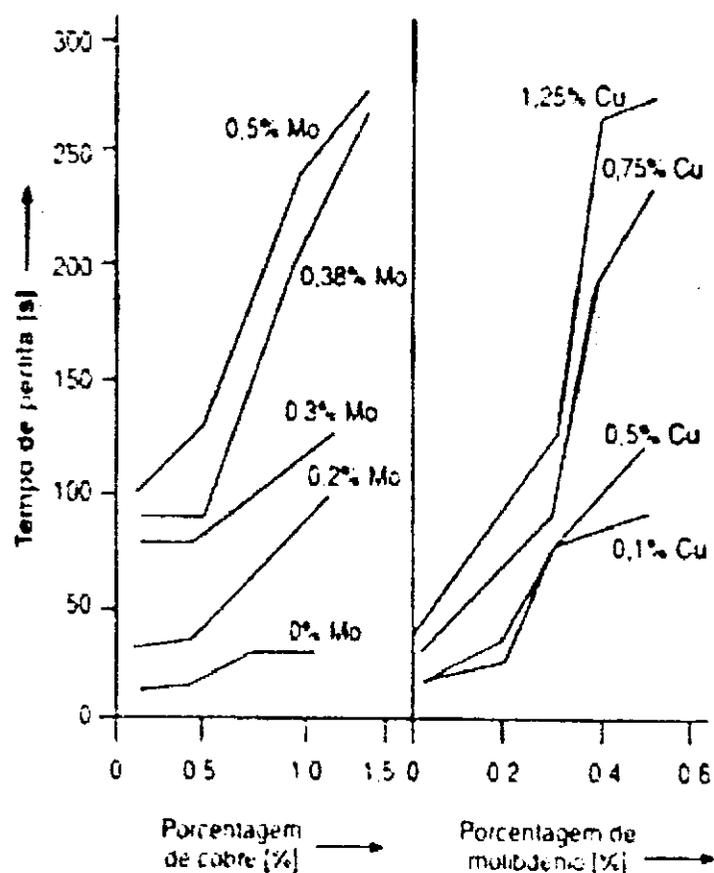


Figura 20 - Influência do cobre e do molibdênio sobre o "tempo de perlita".

Por outro lado, observou-se que o cobre promove um retardamento do final da reação de austêmpera, criando uma ampla janela de processamento. O cobre, portanto, pode ser mais eficiente em combinação com o molibdênio, o qual retarda o início da transformação perlítica, possibilitando uma melhor temperabilidade do material (Krishnaraj *et alli*, 1992).

g) Níquel: é um dos agentes endurecedores mais freqüentemente usados no ADI pelas seguintes razões: é o terceiro mais forte agente de temperabilidade, segrega com menos intensidade e promove melhor ductilidade e tenacidade. Assim como o silício, o níquel segrega próximo aos nódulos de grafita e funciona como uma barreira de difusão de carbono entre os nódulos e a matriz, mas não afeta a difusão do carbono dentro da austenita (Kovacs, 1991). O níquel parece inibir a formação de carbonetos eutéticos durante a segunda fase do tratamento de austêmpera, o que pode estar associado a melhor ductilidade obtida (Krishnaraj *et alli*, 1992)

g) Antimônio e Estanho: a presença de traços de antimônio e estanho podem alterar a cinética do carbono nos ferros fundido nodulares. Semelhante ao cobre, esses elementos segregam para a interface grafita-metal e formam uma eficiente barreira para a difusão do carbono entre os nódulos de grafita e a matriz. Com isso, a saturação da austenita com carbono é dificultada, sendo necessários longos períodos de tratamento para obter uma austenitização completa da matriz. O papel desses elementos durante a austêmpera ainda não é bem conhecido mas sabe-se que pode resultar em grandes quantidades de austenita não reagida e de martensita. No grupo 2, o antimônio é o elemento que segrega mais intensamente e forma a mais eficiente barreira para difusão do carbono, que apesar de ser uma camada muito fina possui elevada concentração

de antimônio. Por outro lado, o níquel é o elemento que segrega menos intensamente e não forma uma barreira eficiente para a difusão do carbono pois, apesar de espessa, a região de concentração em volta dos nódulos possui baixa concentração de níquel (Kovacs, 1991).

A Figura 21 ilustra resultados de uma análise microquímica, realizada na região entre o nódulo e o contorno da célula eutética, evidenciando a forma de segregação dos elementos dos grupos 1 e 2 (Faubert *et alli*, 1991).

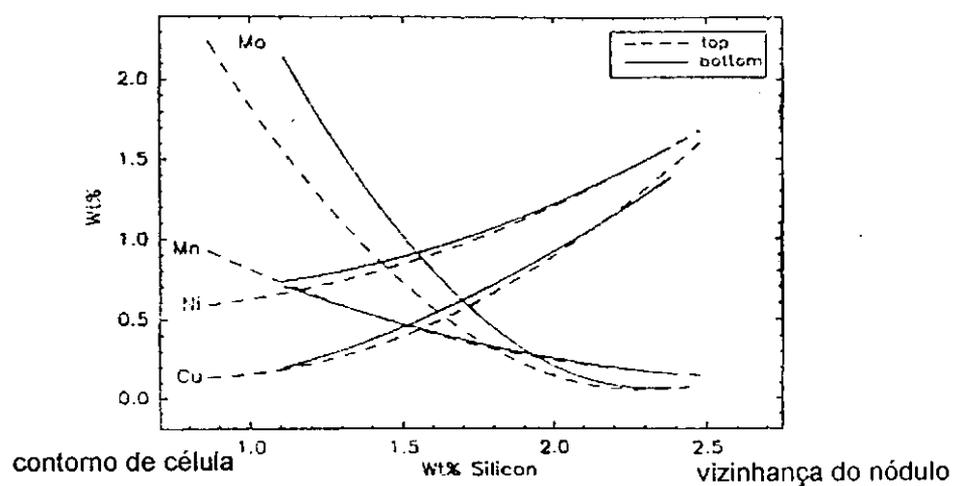


Figura 21 - Resultados de análise microquímica realizada entre o nódulo e o contorno da célula eutética (Faubert *et alli*, 1991).

2.7.2 – Efeito da temperatura e do tempo de austenitização

Sikora *et alli* (1991) observaram que a temperatura de austenitização define o teor de carbono da austenita no início da reação de austêmpera. O teor de carbono, por sua vez, define a energia de ativação total para a transformação da austenita. Quanto maior a temperatura, maior o teor de carbono na austenita e menor a energia de ativação para sua transformação, pois o carbono estabiliza a austenita, resultando em microestrutura mais grosseira. Assim, menores temperaturas de austenitização resultam em melhores propriedades mecânicas e de tenacidade pois, partindo dessas temperaturas para a austêmpera, a austenita rica em carbono encontra-se dispersa na estrutura, enquanto para temperaturas mais elevadas a austenita rica em carbono encontra-se retida entre as agulhas de ferrita.

Microestruturas analisadas por Cueva-Galarrága e Tschiptschin (1998) depois do tratamento de austêmpera, realizado a 643K (370°C) após austenitização em diferentes temperaturas, apresentaram uma morfologia típica composta de agulhas de ferrita e austenita, notando-se que as estruturas ficaram cada vez mais grossas com o aumento da temperatura de austenitização. Análises metalográficas mostraram claramente um aumento da fração volumétrica de austenita com o aumento da temperatura de austenitização, não sendo observada presença de martensita nas microestruturas finais. Entretanto, quando observadas após os testes de tração, as microestruturas de todas as amostras apresentaram ilhas de martensita espalhadas por toda a matriz, sendo que a fração de martensita formada aumentou conforme o aumento da temperatura de

austenitização e da velocidade de deformação. Observou-se ainda uma tendência ao aumento do alongamento com o aumento da temperatura de austenitização, o que pode ser explicado pelo aumento da ductilidade devido à transformação martensítica tipo TRIP (plasticidade induzida por deformação).

Bahmani *et alli* (1997) verificaram que é possível definir as janelas de processamento, para realização do tratamento térmico de austêmpera, a partir das temperaturas de austenitização e das medidas da cinética de austêmpera. A Figura 22 mostra as janelas de processamento no caso de austenitização a 1143, 1173 e 1223K (870, 900 e 950°C), onde t_1 corresponde ao tempo de austêmpera no qual o teor de austenita não reagida cai para 3% e t_2 é o tempo no qual o teor de austenita estável cai para 90% do seu valor máximo.

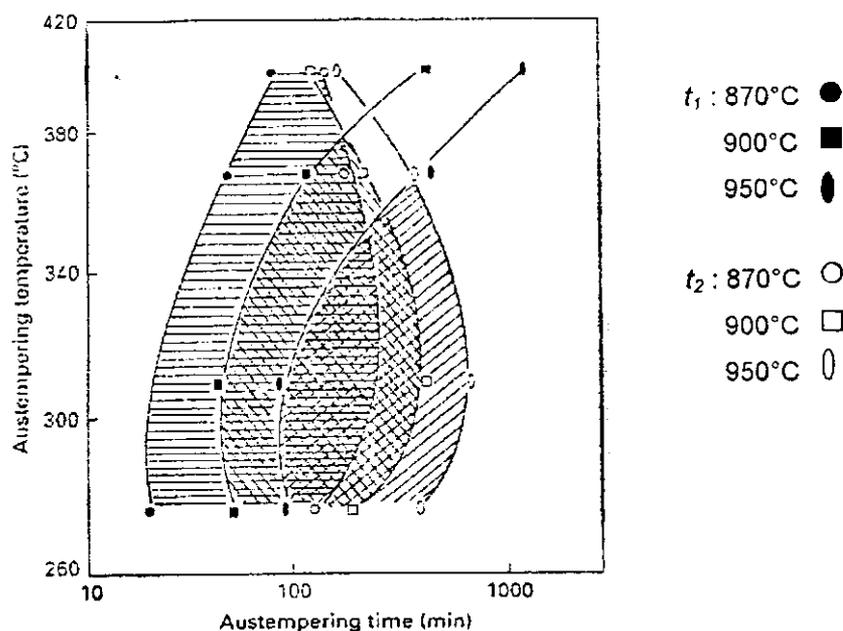


Figura 22 – Janelas de processamento para realização do tratamento térmico de austêmpera (Bahmani *et alli*, 1997).

A Figura 22 sugere aspectos comuns para ferros fundidos de diferentes composições: para cada temperatura de austenitização, a janela de processamento é relativamente ampla nas temperaturas de austêmpera mais baixas, usadas para produzir ADI de alta resistência; em temperaturas de austêmpera mais elevadas as janelas se estreitam e eventualmente se fecham; a diminuição na temperatura de austenitização promove um aumento na temperatura de fechamento da janela e desloca a janela de processamento para tempos de austêmpera mais curtos (Bahmani *et alli*, 1997).

Variações do tempo de austenitização dentro das faixas geralmente empregadas (1 hora por polegada de espessura) não modificam significativamente a homogeneidade da austenita e, conseqüentemente, não afetam as propriedades (Sikora *et alli*, 1991).

Caso a estrutura de saída seja ferrítica os tempos de austenitização devem ser mais longos, pois os percursos de difusão para o carbono também são mais longos, do que no caso da estrutura de saída perlítica (Hasse, 1998).

Entretanto, no caso de estruturas de saída perlíticas, deve-se observar um tempo mínimo para decompor carbonetos relativamente estáveis dos contornos de células e, assim, melhorar as propriedades mecânicas do material (Kobayashi e Yamada, 1996).

2.7.3 – Efeito da temperatura e do tempo de austêmpera

A temperatura de austêmpera é considerada a principal variável que governa a microestrutura e as propriedades mecânicas resultantes do tratamento térmico. Se a temperatura de austêmpera é baixa o suficiente para dificultar fortemente a rejeição de carbono da ferrita, então os carbonetos de transição são formados dentro da ferrita. Quanto menor a temperatura, maior a quantidade de carbonetos na ferrita, o que leva a uma microestrutura de transformação típica na qual a difusão de carbono é dificultada (Sikora *et alli*, 1991).

Se há não apenas uma barreira cinética para a rejeição de carbono da ferrita, mas também a temperatura é suficientemente baixa, então as condições podem favorecer uma transformação com pequena difusão, sem mudança na composição química, ou uma transformação adifusional do tipo martensítica, a qual precisa de uma grande energia de ativação para ocorrer (Sikora *et alli*, 1991).

Longos períodos de tratamento podem resultar na precipitação de carbonetos, uma vez que a austenita rica em carbono tem a chance de diminuir sua energia livre através da rejeição de carbono, originando uma estrutura formada por ferrita, austenita e precipitados de carbono que tem menor energia livre. Se o tempo de austêmpera é extremamente longo, a austenita tende a desaparecer e ferrita e carbonetos formam a mais estável das estruturas com a menor energia livre. Por outro lado, períodos de tratamento muito curtos podem levar à formação de martensita durante o resfriamento à temperatura ambiente ou a partir da austenita meta-estável. A aplicação de tensão ou deformação, leva a

mecanismos de transformação chamados SITRAM (transformação de austenita em martensita induzida por deformação) e SATRAM (transformação de austenita em martensita assistida por tensão), os quais são de grande importância quando o desempenho do ADI em serviço está sendo analisado. Tempos de austêmpera usados, entre 60 e 180 minutos, não provocaram grandes variações nas propriedades mecânicas. Isso indica que o tempo de tratamento necessário é curto e bem adequado à produção industrial. (Sikora *et alli*, 1991).

Estudos realizados a diferentes temperaturas de austêmpera evidenciam as transformações microestruturais que ocorrem durante o processo de austêmpera:

1) Transformação a 673K (400°C)

O estágio I (30 a 60 minutos) é caracterizado pela alta taxa de transformação da austenita, resultando em grande quantidade de ferrita acicular e austenita rica em C e pequena quantidade de martensita na estrutura final, cuja fratura se dá por falha mista transgranular. Quando o tempo é muito curto origina uma quantidade considerável de martensita na estrutura final e a falha ocorre por clivagem intergranular (Dorazil *et alli*, 1992).

No estágio II (1 a 3 h) a taxa de transformação é reduzida e a austenita continua a se enriquecer de C resultando numa estrutura de ferrita acicular grosseira (semelhante à bainita superior), austenita estável (30 a 40%) e pequena quantidade de martensita (dependendo da liga). Ferros contendo muito Mn e Mo parecem oferecer uma certa resistência a essas mudanças nas regiões intercelulares, pois a reação de austêmpera é mais demorada devido à elevada concentração desses elementos nessas regiões. A presença de martensita após o resfriamento à temperatura ambiente é um indício de que a transformação da

austenita ainda não havia iniciado localmente (Dorazil *et alli*, 1992), (Baumer e Guedes, 1989). A Figura 23 exhibe uma microestrutura típica de um ferro fundido nodular austemperado a 673K (400°C) durante 1 hora (Guedes *et alli*, 1986).

No estágio III (3 a 60 h) a taxa de transformação volta a aumentar, mas é menor do que no estágio I, resultando numa estrutura de agregados de carbonetos e ferrita, com morfologia não-acicular, e pequena quantidade de austenita com baixo teor de C. Maiores tempos aumentam a porção de falha sob quase-clivagem transgranular e a porção de falha dúctil transgranular diminui. Nos ferros com mais de 1% de Mn, a reação nas regiões centrais das células eutéticas só é concluída após 100h e nas regiões intercelulares após 500h, quando as partículas de carbonetos tornaram-se grosseiras em todas as amostras de ADI analisadas (Dorazil *et alli*, 1992).

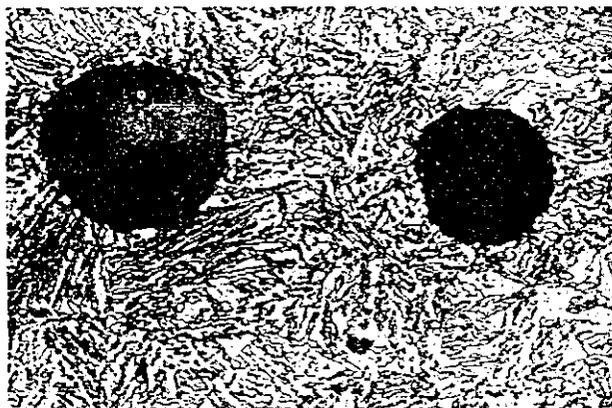


Figura 23 - Microestrutura típica de um ferro fundido nodular austemperado a 673K (400°C) durante 1 hora (Guedes *et alli*, 1986).

2) Transformação a 573K (300°C)

O estágio I (período menor que 60 min) é caracterizado pela alta taxa de transformação que resulta numa matriz constituída de ferrita acicular fina, austenita estável e martensita. Tempos mais longos aumentam a quantidade de ferrita acicular e austenita estável, enquanto a fração de martensita diminui, levando à falha mista transgranular. Para tempos mais curtos, prevalece a falha por clivagem intergranular (Dorazil *et alli*, 1992).

No estágio II (1 a 5 h) a taxa de transformação diminui e a austenita se enriquece de C, resultando numa matriz composta de ferrita acicular e austenita estável (20 a 30%). A fratura é mista, com predominância da falha dúctil transgranular e as características de resistência e ductilidade são ótimas (Dorazil *et alli*, 1992), (Baumer e Guedes, 1989). A Figura 24 exhibe uma microestrutura típica de um ferro fundido nodular austemperado a 573K (300°C) durante 1 hora (Guedes *et alli*, 1986).



Figura 24 - Microestrutura típica de um ferro fundido nodular austemperado a 573K (300°C) durante 1 hora (Guedes *et alli*, 1986).

No estágio III (5 a 100h) a taxa de transformação diminui levemente, havendo uma pequena redução na fração de austenita resultante na matriz, devido à transformação da austenita entre as lamelas de ferrita. A estrutura ainda preserva sua natureza acicular, contribuindo para que não haja mudanças acentuadas nas propriedades mecânicas nem no modo de fratura (Dorazil *et alli*, 1992).

No estágio IV (período maior que 100h) a taxa de transformação é quase zero, pois a estrutura de ferrita acicular e austenita retida parecem ser muito estáveis a essa temperatura, mesmo após 100h de tratamento. Em todos os ferros dúcteis as partículas de carboneto na ferrita acicular tornam-se grosseiras (Dorazil *et alli*, 1992).

3) Fenômeno de fragilização: Baumer e Guedes (1989) verificaram que, para longos tempos de austêmpera a 643K (370°C) há formação de carbonetos na forma de plaquetas, o que fragiliza mais o material do que o carboneto na forma fina e dispersa como ocorre para os longos tempos de austêmpera a 593K (320°C). Isso pode ser explicado por dois fatores: primeiro, a menor velocidade de difusão do carbono a temperaturas mais baixas leva a uma ferrita com maior teor de carbono e a uma menor quantidade de austenita estabilizada; segundo, há uma grande diferença entre os coeficientes de difusão do carbono na ferrita (D_α) e na austenita (D_γ) e essa diferença aumenta com a diminuição da temperatura (a relação D_α/D_γ , que é de 4700 a 673K (400°C), aumenta para 36600 a 573K (300°C)), dificultando a absorção do carbono da ferrita pela austenita.

Segundo Grech e Young (1993), para temperaturas de austêmpera acima de 623K (350°C), o espaçamento ferrita-austenita aumenta de forma marcante, enquanto o número de plaquetas de ferrita acicular diminui. Essas mudanças microestruturais sugerem que, sob essas condições, o crescimento da ferrita acicular é mais favorecido cineticamente do que sua nucleação, resultando em menor fração volumétrica de ferrita na matriz. Por outro lado, temperaturas abaixo de 598K (325°C) promovem grande super-resfriamento da austenita resultando em uma baixa taxa de difusão do carbono e, conseqüentemente, a nucleação das plaquetas de ferrita é mais favorecida do que o seu crescimento. Bartosiewics *et alli* (1995) observaram que processo semelhante ocorre com a austenita. Assim, quando formada em temperaturas de austêmpera menores a austenita é mais uniforme em teor de carbono, porque o carbono não tem que percorrer grandes distâncias para se difundir na austenita. Entretanto, quando se forma em temperaturas maiores, o carbono se distribui não uniformemente devido à forma mais grosseira da austenita e a grande distância que o carbono precisa percorrer para se difundir, de maneira que o centro dos grãos de austenita permanecem pobres em carbono enquanto a periferia dos grãos está enriquecida de carbono.

Krishnaraj e Seshan (1995) observaram que em seções delgadas (13 mm), de ferros fundidos nodulares austemperados não ligados, não houve variações marcantes na microestrutura com relação ao tempo de austêmpera em temperaturas entre 573K (300°C) e 673K (400°C) e propriedades mecânicas ótimas foram alcançadas próximo a 90 minutos de tratamento. O mesmo foi verificado para seções mais espessas (25 mm), quando austemperadas entre 573K (300°C) e 623K (350 °C). Contudo, para a temperatura de 673K (400 °C),

curtos períodos de tratamento (até 60 minutos) resultam em uma certa quantidade de perlita na matriz, presente na forma de ilhas, as quais desaparecem após 90 minutos de tratamento, enquanto a perlita observada a temperatura de 723K (450 °C) permanece na estrutura após diferentes tempos de tratamento.

Segundo Aranzabal *et alli* (1992), para curtos tempos de tratamento (menos que 1 hora), a quantidade de austenita na matriz aumenta com o tempo pois, quanto maior o tempo, maior a quantidade de austenita estabilizada pelo C, proveniente da austenita transformada em ferrita acicular, e menor a quantidade de martensita final. Para tempos mais longos, a estrutura resultante depende fortemente da temperatura. A 573K (300°C) a quantidade de austenita na matriz permanece praticamente constante com o aumento do tempo de tratamento, enquanto a temperaturas mais elevadas a quantidade de austenita diminui com o tempo, o que está associado com a decomposição da austenita em ferrita e carbonetos.

2.8 – Propriedades Mecânicas Convencionais do ADI

O ferro fundido nodular austemperado (ADI) é capaz de oferecer a melhor combinação de propriedades ao engenheiro projetista, tais como: baixo custo, flexibilidade de projeto, boa usinabilidade, elevada razão resistência-peso, e boa tenacidade aliada a boa resistência ao desgaste e à fadiga. O módulo de elasticidade em tração para o ADI se encontra na faixa de 155 a 163 GPa (Ductile

Iron Marketing Group, 1990). No Anexo 4 encontram-se algumas relações entre as propriedades mecânicas do ADI e de outros materiais.

Na maioria dos materiais, o aumento na dureza, geralmente implica em redução da ductilidade. No caso do ADI isso nem sempre é verdade. Um ADI com maior dureza nem sempre exibe menor ductilidade e não necessariamente apresenta maior resistência à tração e maior tensão de escoamento (Jen *et alli*, 1992).

Grech *et alli* (1991) verificaram que, para temperaturas de austêmpera até 623K (350°C), a dureza diminui com o aumento da temperatura devido ao desaparecimento de martensita da estrutura e maior tamanho dos grãos formados. Entretanto, para temperaturas de austêmpera entre 648K (375°C) e 673K (400°C), a dureza fica constante pois há um equilíbrio entre o reaparecimento da martensita e o crescimento dos grãos.

A resistência à tração e a tensão de escoamento são baixas, quando a austêmpera se dá entre 533K (260°C) e 553K (280°C), devido à presença de martensita e microtensões associadas à transformação bainítica (longos tempos de austêmpera não aliviam as tensões, pois nessas temperaturas não há recozimento substancial). Quando a austêmpera se dá em temperaturas próximas a 553K (280°C), há menor teor de C em solução sólida e, conseqüentemente, menor endurecimento por solução sólida, maior dispersão de carbonetos e maior densidade de discordâncias, o que leva a uma maior resistência (nessa temperatura é possível maior alívio de tensões). No caso de austêmpera entre 573K (300°C) e 673K (400°C), a estrutura mais grosseira da ferrita e da austenita aliada à presença de martensita diminui a resistência do material (Grech *et alli*, 1991).

O alongamento aumenta com o aumento da temperatura de austêmpera, devido ao aumento no teor de austenita, e diminui para temperaturas de austêmpera próximas a 673K (400°C) devido à presença de martensita na austenita (Grech *et alli*, 1991).

2.9 – Tenacidade à Fratura do ADI

Com valores de K_{IC} na faixa de 59 a 86 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, o ADI tem uma tenacidade à fratura que é superior a todos os outros ferros fundidos nodulares, exceto o Ni-resist, e igual ou maior do que a maioria dos aços temperados e revenidos (Anexo 4). Extensos estudos realizados na National University of Mar del Plata (Argentina) indicaram que a taxa de deformação do teste de fratura tem um efeito muito maior sobre os aços do que sobre o ADI, de maneira que a comparação entre a tenacidade desses materiais não deve se basear nas medidas de energia de impacto, mas sim através dos valores de K_{IC} (Ductile Iron Marketing Group, 1990).

Segundo Prasad Rao e Putatunda (1997), a tenacidade à fratura inicialmente aumenta com o aumento da temperatura de austêmpera e depois volta a diminuir, apresentando maiores valores nas amostras austemperadas em temperaturas mais baixas (Figura 25). Esse efeito é proporcional ao teor de austenita na matriz, o qual aumenta com o aumento da temperatura de austêmpera. Observou-se ainda que a tenacidade é maior quando o teor de carbono na austenita aumenta, ou seja, quando a austenita se torna mais estável.

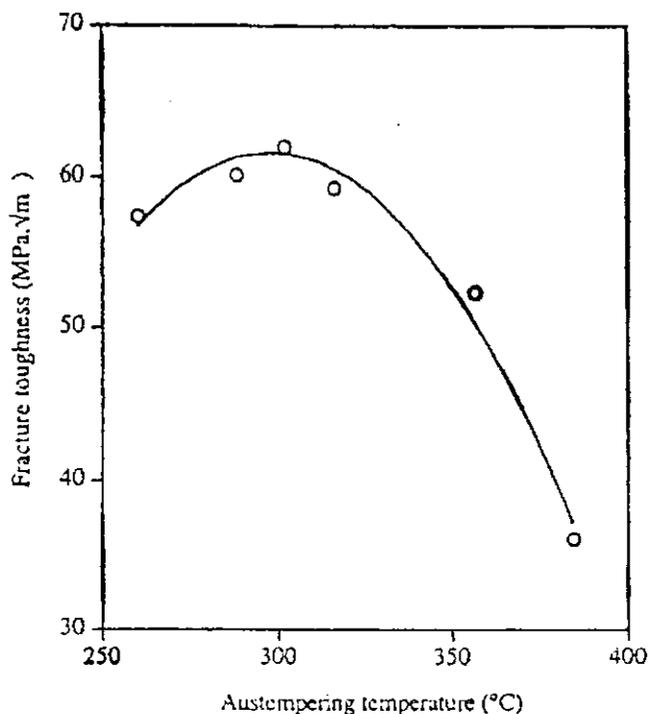


Figura 25 – Influência da temperatura de austêmpera, durante 2 horas de tratamento, sobre a tenacidade à fratura (Prasad Rao e Putatunda, 1997).

Em baixas temperaturas, a ferrita acicular fina tem uma grande densidade de discordâncias e os carbonetos se encontram finamente dispersos na microestrutura. Considerando que a trinca inicia com a decoesão da interface nódulo/matriz, há um aumento da concentração de tensão na matriz, em volta dos nódulos, resultando em extensa deformação plástica da matriz e consequente formação de microtrincas na ferrita ou na interface austenita/ferrita. A largura das lamelas de ferrita torna-se, então, um importante fator para a propagação através da austenita: à medida que a deformação plástica acontece na ferrita, há um empilhamento das discordâncias dentro da ferrita, junto à interface com a austenita, promovendo uma concentração de tensão que pode ser suficientemente alta para iniciar a trinca dentro da austenita. Quando a

austêmpera é realizada a temperaturas mais altas, as lamelas de ferrita são mais largas e as pilhas de discordâncias maiores, o que facilita o início da trinca (Prasad Rao e Putatunda, 1997).

Grech *et alli* (1991) observaram que amostras austemperadas a 513K (240°C) apresentam fratura predominantemente intergranular com poucas microcavidades (fratura frágil devido à presença de martensita), enquanto para a austêmpera a 623K (350°C) a fratura foi mais dúctil e que exibiu maior microductilidade devido ao aumento no teor de austenita estável. A austêmpera a 648K (375°C) resultou em diminuição da tenacidade, embora seja a temperatura de maior teor de austenita estável, o que pode ser explicado pela agregação de carbonetos nos contornos de grão ferrita/austenita. Para temperatura de austêmpera igual a 673K (400°C) a fratura foi frágil e com poucas microcavidades devido aos grandes grãos de austenita e presença de martensita. Para os testes realizados a 77K (-196°C) a fratura foi transgranular para todas as condições de tratamento.

Segundo Aranzabal *et alli* (1992), variações na fração de austenita, entre 30 a 50%, não resultaram em diferenças significativas nos valores de K_{IC} . Não se observou uma relação entre o tamanho da zona plástica calculada (r_p), o tamanho da zona martensítica transformada mecanicamente e a fração da fase austenítica. Portanto, a "estabilidade" da austenita parece ter uma influência mais forte sobre a tenacidade do que a "quantidade" de austenita.

Diferentes mecanismos foram propostos para explicar a influência da austenita: ramificação da trinca; embotamento da trinca como consequência do fluxo plástico da austenita; e transformação induzida pelo processo de plasticidade. Em amostras austemperadas a 573K (300°C), o ganho em

tenacidade, com o aumento da quantidade de austenita, parece estar relacionado com a disponibilidade dessa fase para se deformar plasticamente, ao invés de se transformar, enquanto para amostras austemperadas entre 643 e 683K (370 e 410°C), o fenômeno de transformação induzida plasticamente, em combinação com uma prévia deformação plástica da austenita, é responsável pela elevada tenacidade obtida (Aranzabal *et alli*, 1992).

Froehlich *et alli* (1997) verificaram que, em ferros fundidos nodulares perlíticos, o aumento do número de nódulos afeta a tenacidade de forma inversamente proporcional, entretanto, esse efeito pode ser neutralizado através de mudanças nas variáveis de tratamento térmico ou na espessura, que podem originar uma microestrutura mais refinada que favorece a tenacidade. A queda na tenacidade à fratura com o aumento da nodularidade é coerente pois, como a ligação nódulo/matriz é fraca, os nódulos atuam como vazios na estrutura. Com maior inoculação, a nodularidade diminuiu e a tenacidade também, o que seria incoerente, mas uma análise mais detalhada indicou um baixo resíduo de Mg (0,032%), resultando num grau de nodularidade de 55%, enquanto que nas demais amostras o resíduo foi de 0,40% e o grau de nodularidade 85%. A má formação dos nódulos justifica, portanto, a baixa tenacidade obtida. Com o uso de inoculante a base de bismuto, houve um aumento substancial da nodularidade e também da tenacidade, o que pode ser explicado pelo efeito sobre a matriz. O bismuto leva à formação de uma microestrutura refinada, livre de agulhões de cementita, o que justificaria o melhor comportamento em fratura do material pois, segundo Pickering, a menor espessura da cementita da perlita resulta em ganho de tenacidade.

Alguns autores verificaram que o mecanismo de fratura nos ferros fundidos nodulares ocorre em diferentes etapas que são: decoesão entre o nódulo e a matriz; deformação plástica localizada na matriz, em decorrência da ovalização do "vazio" deixado pela grafita; microtrincas da matriz plasticamente deformada pelos nódulos; coalescimento das microtrincas formadas; e agrupamento de microtrincas formando a frente de propagação de trincas (Eldoky e Voigt, 1985), (Voigt e Eldoky, 1986), (Fan and Smallman, 1994). Entretanto, outros autores observaram que o início e a propagação da fratura ocorrem preferencialmente em regiões intercelulares e que a interface grafita/matriz atua como um sítio de relaxamento das trincas, cegando a frente de propagação (Lazardiz *et alli*, 1977), (Froehlich *et alli*, 1997).

No caso de ferros nodulares com matriz ferrítica Lin *et alli* (1994) observaram que a mudança de fratura dúctil para mista, com a diminuição da nodularidade, está relacionada ao aumento da razão de triaxialidade devido ao aumento da distância entre os nódulos. A fratura por clivagem tem início na região central da matriz ferrítica devido a maior triaxialidade nessa região pois, considerando os nódulos de grafita como vazios, o fator de concentração de tensões próximo aos nódulos diminui com o aumento da distância entre eles, retardando a fratura na interface grafita/ferrita.

3.0 – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 – Materiais

Foram analisadas amostras de ferros fundidos nodulares austemperados, fundidas a partir de uma composição base e submetidas a variações no teor de inoculante FeSi75 e no tipo de elemento de liga utilizado. As composições químicas dessas amostras podem ser observadas na Tabela 5.

Tabela 5 – Composição química dos ferros fundidos nodulares estudados

Amostra	FeSi75	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mg	%Mo	%Cu	%CEQ
S1	0,5%*	3,48	2,58	0,188	0,009	0,002	0,043	–	–	4,36
S2	0,7%*	3,49	2,58	0,200	0,060	0,010	0,047	–	–	4,37
S3	0,9%*	3,50	2,41	0,230	0,060	0,005	0,047	–	–	4,32
L1	0,5%*	3,67	2,34	0,173	0,056	0,008	0,044	0,21	–	4,47
L2	0,7%*	3,42	2,67	0,185	0,059	0,012	0,043	0,22	–	4,33
L3	0,9%*	3,51	2,45	0,224	0,055	0,007	0,045	0,22	–	4,34
Cu0	0,5%**	3,41	2,80	0,200	0,051	0,009	0,047	–	0,01	4,34
Cu4	0,5%**	3,36	2,67	0,200	0,053	0,009	0,040	–	0,44	4,25
Cu8	0,5%**	3,42	2,68	0,200	0,054	0,009	0,047	–	0,92	4,31

*FeSi75A

**FeSi75B

3.2 – Métodos

3.2.1 – Fundição

a) Fusão da liga: para fusão da liga foi utilizado um forno elétrico refratário de 600V, 200A(ca), 80KW, com capacidade para 589N. A carga metálica foi composta de ferro gusa nodular, sucata de aço, carburante e inoculante FeSi45. No caso do ferro ligado ao molibdênio (L), foi adicionada ainda 0,45% de liga FeMo ao metal líquido, no forno, enquanto para o ferro ligado ao cobre as adições de cobre foram realizadas no momento da inoculação.

b) Nodulização: do forno, o metal líquido foi vazado em um cadinho (Figura 26) para posterior vazamento na panela de nodulização.



Figura 26 – Vazamento do metal líquido para o cadinho.

A nodulização foi realizada em uma panela do tipo “tampa intermediária”, utilizando 2% de liga nodulizante FeSiMg, com granulometria entre 6 e 12mm. O nodulizante foi colocado previamente no fundo da panela, que foi parcialmente fechada com a tampa intermediária, e só depois foi feita a adição do metal líquido que se encontrava a uma temperatura de, aproximadamente, 1773K (1500°C), quando pode-se observar a forte reação do magnésio (Figura 27).

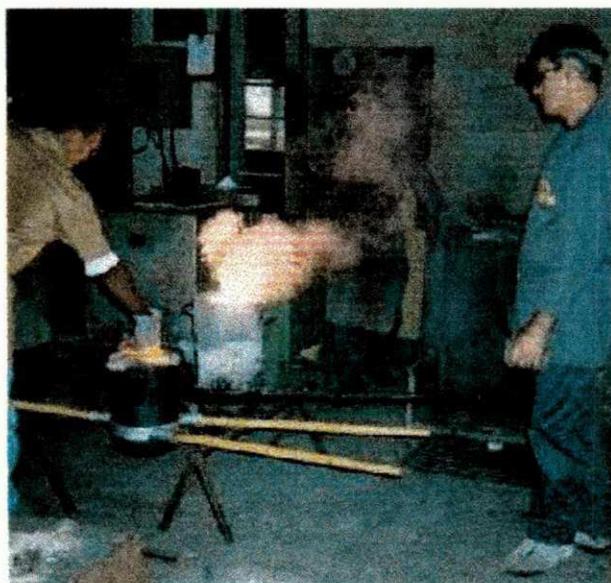


Figura 27 – Reação do magnésio após a adição do metal líquido.

c) Inoculação: a inoculação foi conduzida, após a nodulização, em uma panela do tipo “bico de chaleira” e usou-se como inoculante uma liga FeSi75 com granulometria entre 1 e 3mm. Para melhor homogeneização, o inoculante foi adicionado à panela simultaneamente à adição do metal líquido, no jorro do metal (Figura 28). Foram utilizados três diferentes teores do inoculante FeSi75A (ver Tabela 5) nas amostras sem elementos de liga (S) e ligadas ao molibdênio (L). As amostras Cu0, Cu4 e Cu8 foram inoculadas com 0,5% do inoculante FeSi75B.

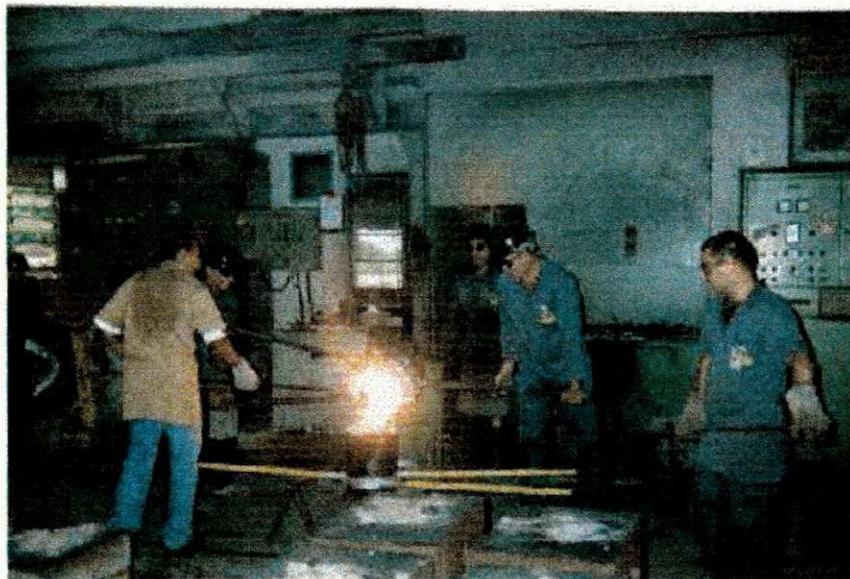


Figura 28 – Vazamento do metal líquido e do inoculante na panela de inoculação.

Tanto o cadinho como as panelas de nodulização e de inoculação foram aquecidas ao rubro antes de receberem o metal líquido.

d) Vazamento: após a inoculação o metal líquido foi vazado em moldes de areia, fabricados pelo processo de cura a frio, para obtenção de blocos Y com 25mm de espessura (ASTM,1978). Conforme ilustra a Figura 29, os moldes de areia foram montados dentro de uma caixa metálica para oferecerem uma melhor resistência às forças de expansão do metal líquido em solidificação. A temperatura de vazamento foi de, aproximadamente, 1573K (1300°C) e, ao final do vazamento, foi colocada uma certa quantidade de pó isotérmico sobre o metal vazado para minimizar o gradiente de temperatura devido ao contato direto com o ar.

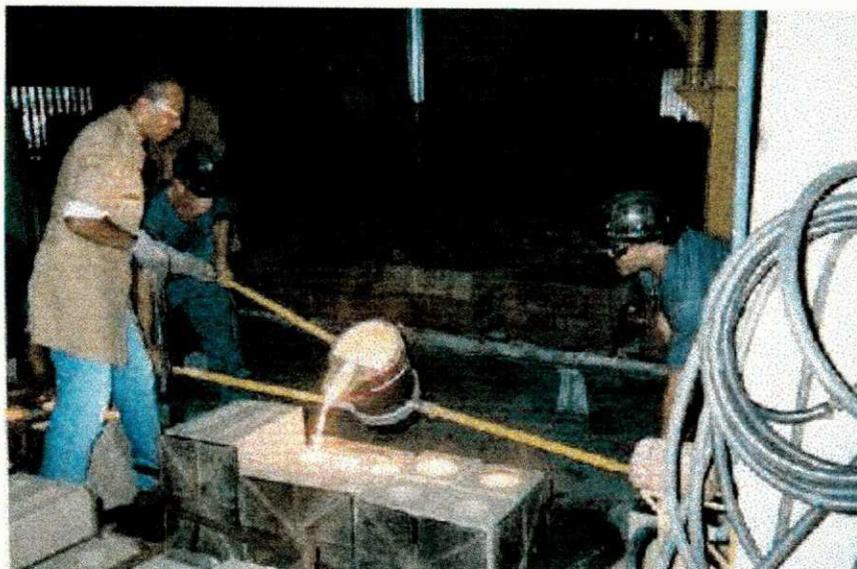


Figura 29 – Vazamento do metal líquido nos moldes .

e) Análise Química: antes e depois do vazamento no molde, foi retirada uma pequena quantidade de metal líquido para a preparação de amostras destinadas a análise química que foi realizada em um espectrômetro de emissão ótica (Figura 30).

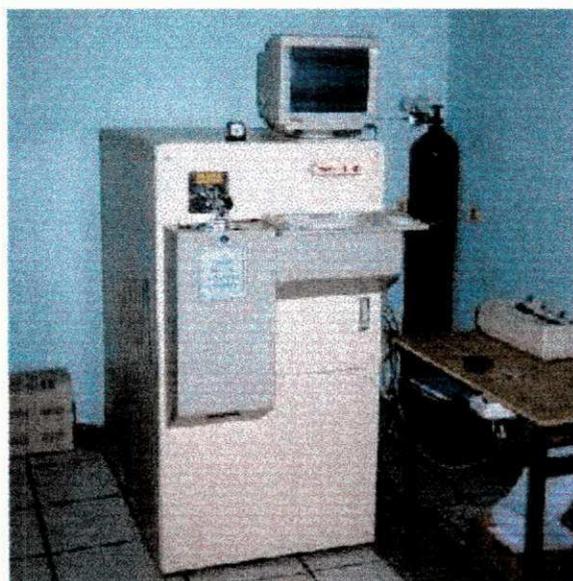


Figura 30 – Espectrômetro de emissão ótica usado para análise química das amostras.

Todo o processo de fundição e análise química das amostras, descrito anteriormente, bem como a usinagem e tratamento térmico dos corpos de prova, que serão descritos a seguir, foram realizados no Departamento de Materiais da Escola Técnica Tupy de Santa Catarina.

3.2.2 – Usinagem dos corpos de prova

A partir dos blocos fundidos foram usinadas as amostras para os testes de tração e de tenacidade. Seguindo os critérios da norma ASTM A 436/78, as amostras foram retiradas no sentido longitudinal do bloco e a uma certa distância da superfície a fim de evitar possíveis defeitos de solidificação (ASTM, 1978).

Para os ensaios de tração foram usinados corpos de prova de tamanho reduzido (9mm de diâmetro com 60mm de comprimento útil), proporcional ao tamanho padrão, segundo a norma ASTM E 8M/95a (ASTM, 1995).

Para os ensaios de tenacidade à fratura foram usinadas barras de flexão em três pontos, com dimensões de 15x30x130mm. Nessas barras foram usinados os entalhes, pelo processo de eletroerosão, necessários a posterior abertura das pré-trincas de fadiga. A Figura 31 exhibe a ilustração do corpo de prova e posição do entalhe, bem como suas dimensões e extensão da pré-trinca de fadiga, calculados conforme os requisitos da norma ASTM E 399/90 (ASTM, 1990).

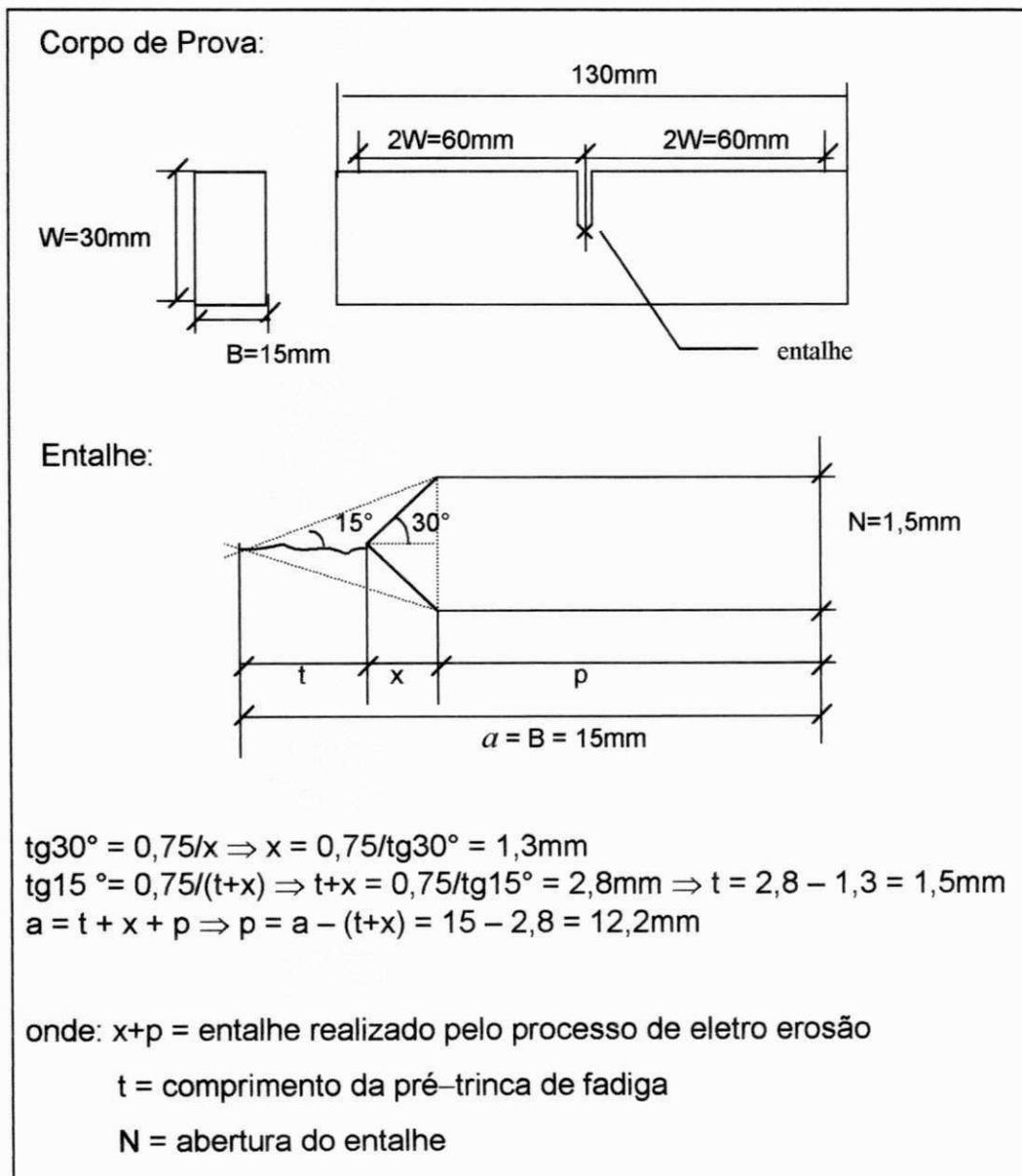


Figura 31 – Cálculo da extensão da pré-trinca de fadiga.

3.2.3 – Tratamento térmico

Para cada condição estudada, foram submetidos a tratamento térmico de austêmpera (Figura 32), três corpos de prova de tração e três de tenacidade.

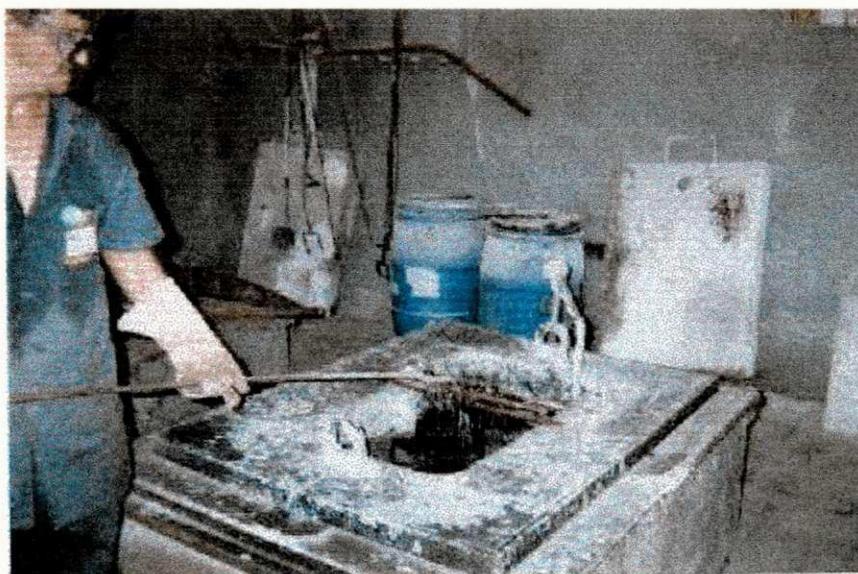


Figura 32 – Fornos contendo banhos de sais para realização do tratamento térmico de austêmpera.

a) Pré-aquecimento: inicialmente as amostras passaram por um pré-aquecimento em banho de sal a 723K (450°C), durante 1 hora, para evitar a ocorrência de choque térmico quando fossem levados à temperatura de austenitização.

b) Austenitização: em seguida as amostras foram austenitizadas em outro banho de sal sob temperatura de 1153K (880°C), durante 1 hora e 20 minutos.

c) Austêmpera: decorrido o tempo necessário à austenitização das amostras, estas foram resfriadas rapidamente em um banho de sal à temperatura de 593K (320°C), onde permaneceram por 1 hora e 8 minutos. Durante esse período, a temperatura do banho oscilou entre 593K (320°C) e 585K (312°C).

d) Resfriamento: após a austêmpera as amostras foram resfriadas ao ar calmo e em seguida foram limpas em água quente, água fria e ácido, para eliminar as incrustações decorrentes do tratamento térmico.

3.2.4 – Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram conduzidos à temperatura ambiente, em uma máquina de ensaios universal servo-hidráulica MTS 810 (Figura 33), sob controle de deslocamento a 0,2mm/min, sendo registradas as curvas carga x deslocamento do ponto de aplicação de carga (Anexo 5).

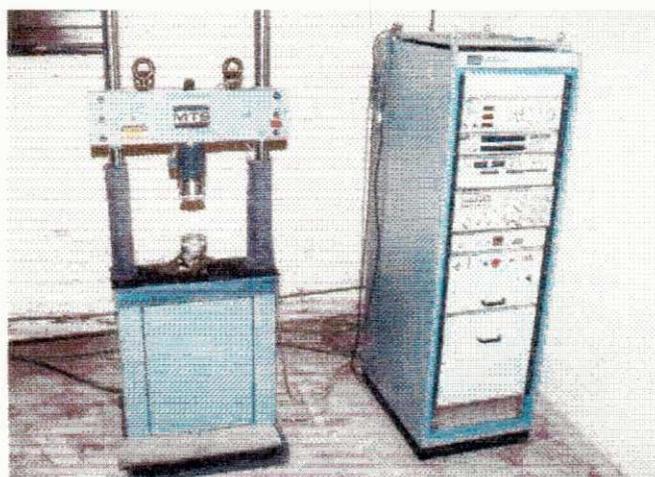


Figura 33 – Máquina de ensaios universal servo-hidráulica MTS 810.

3.2.5 - Ensaio de tenacidade à fratura

Os ensaios de tenacidade foram conduzidos à temperatura ambiente, em uma máquina de ensaios universal servo-hidráulica MTS 810 (Figura 33) sob controle de deslocamento a 0,2mm/min, sendo registradas as curvas carga x deslocamento do ponto de aplicação de carga (Anexo 6).

As pré-trincas de fadiga foram abertas seguindo uma onda senoidal, sob um ΔK médio de 18MPa \sqrt{m} (tem-se registrado que o ΔK_{th} para o ADI encontra-se entre 4,24 e 6,14 MPa \sqrt{m} (Bartosiewicz, 1982)), com razão $R = 0,1$ ($R = K_{min}/K_{max}$) e uma frequência de 40Hz.

A partir das curvas de carga x deslocamento (Anexo 6), obtidas nos ensaios, foram calculados os valores de K_Q para a determinação e verificação da validade de $K_Q = K_{IC}$, conforme a norma ASTM E 399/90 (ASTM, 1990):

$$K_Q = (P_Q S / BW^{3/2}) \cdot f(a/W) \quad (3.1)$$

Onde: $S = 4W$ e W , B e a são definidos conforme ilustra a Figura 31.

P_Q = carga determinada conforme ilustra a Figura 34*.

$f(a/W)$ = é uma função da razão entre o tamanho da trinca (a) e a largura do corpo de prova (W), e é determinado conforme a norma ASTM E 399/90.

*A curva OP_5 é uma secante, traçada a partir da origem, com 95% da inclinação da tangente (OA) à curva do teste: se a carga em todos os pontos do gráfico que precedem P_5 é menor que P_5 , então $P_5 = P_Q$ (curva I); contudo, se há uma carga máxima que precede P_5 , então essa carga máxima é P_Q (curvas II e III).

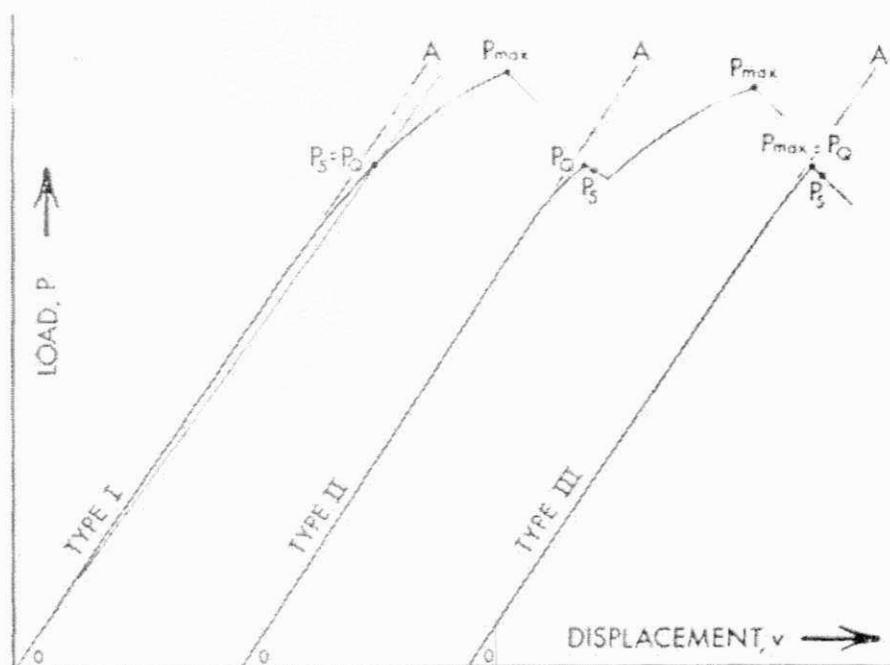


Figura 34 – Determinação de P_0 nas curvas carga x deslocamento.

As curvas das amostras testadas em tração e tenacidade foram corrigidas para os valores reais de deslocamento, a partir da diferença entre as deformações obtidas das curvas traçadas pela máquina, durante o teste das amostras, e as respectivas curvas de calibração* (Anexo 7). Os Anexos 8 e 9 apresentam as curvas corrigidas dos testes de tração e de tenacidade, respectivamente.

*Visando identificar a influência da máquina e das garras sobre os deslocamentos registrados, foram levantadas as curvas de calibração utilizando corpos de prova rígidos submetidos às mesmas condições de teste que as amostras estudadas (ver curvas de calibração no Anexo 7). A deformação obtida dessas curvas compreende as deformações elásticas do corpo de prova, máquina e garras, enquanto a deformação obtida pelo extensômetro corresponde apenas à deformação elástica do corpo de prova. A diferença entre essas deformações possibilitou a construção das curvas de calibração do sistema máquina-garras.

Os valores de K_{IC} também foram estimados pela metodologia da Integral J.

Conforme previsto na norma ASTM E 813-89 (ASTM, 1989), os valores de J_{IC} podem ser usados para estimar os valores de K_{IC} no caso de materiais que fraturam de maneira dúctil em escala microscópica. Neste caso usou-se o valor da Integral J determinada no ponto de máxima carga (em geral $P_{máx} = P_Q$, neste trabalho) das curvas carga x deslocamento do ponto de aplicação de carga, corrigidas (Anexo 9).

Os valores de K_{IC} assim estimados são denominados K_{IJ} e são calculados utilizando-se as expressões abaixo:

$$K_{IJ} = \sqrt{JxE} \quad (3.2)$$

$$J = \frac{A}{B \times b} \times f(a/w) \quad (3.3)$$

onde: K_{IJ} = estimativa de K_{IC} a partir de valores de J;

E = Módulo de Young;

A = área sob a curva carga x deformação (corrigida), obtida do teste de tenacidade à fratura, até o ponto de máxima carga;

W, a e B são definidos conforme ilustra a Figura 31;

b = tamanho inicial do ligamento (W-a);

O objetivo de determinar-se K_{IC} indiretamente através da metodologia da Integral J foi o de apenas verificar a validade deste critério para os materiais estudados.

3.2.6 - Ensaio de dureza

A determinação dos valores de dureza Brinell foi realizada em um durômetro Gnehm Horgen (Figura 35), utilizando-se uma esfera de 5 mm de diâmetro e uma carga de 2452,5N (250kgf).



Figura 35 – Durômetro Gnehm Horgen.

3.2.7 – Análise metalográfica

a) Preparação e análise das amostras metalográficas: para cada condição estudada foram retiradas amostras de material para preparação e análise metalográfica. As amostras assim preparadas foram examinadas num microscópio metalográfico MM6 (Figura 36), equipado com um ECRAM, para realização da contagem de nódulos. Em seguida as amostras foram atacadas com nital 3% para verificação da microestrutura da matriz. As fotografias dos nódulos e da microestrutura foram realizadas em um microscópio ótico Olympikus (Figura 37).

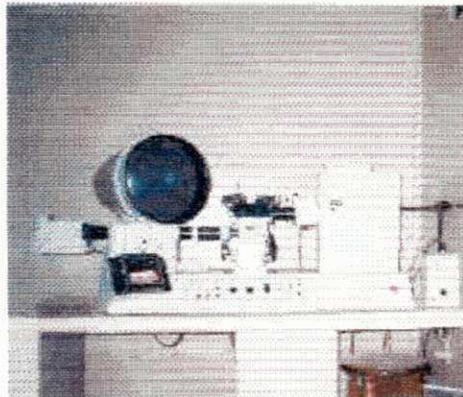


Figura 36 – Banco metalográfico MM6 da Leitz Wetzalar

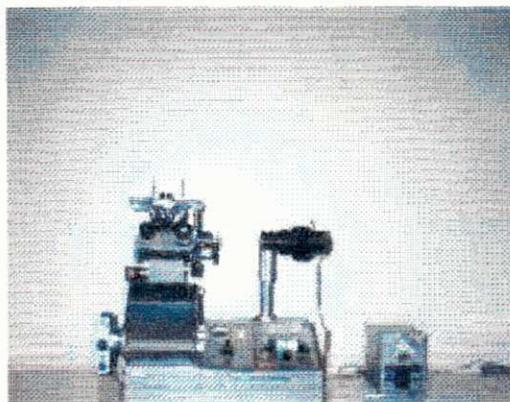


Figura 37 – Microscópio ótico Olympikus.

b) Contagem dos nódulos de grafita: a contagem dos nódulos foi feita de forma sistemática, de modo a varrer toda a superfície da amostra sem sobrepor regiões, totalizando 32 áreas de contagem em cada amostra. Para tanto foi usado um aumento de 200x e uma malha de 200mmx200mm (Figura 38), que foi posicionada sobre a tela do ECRAM do microscópio MM6, para delimitar uma área da amostra de 1mm² e , assim, facilitar a contagem de nódulos por milímetro quadrado.

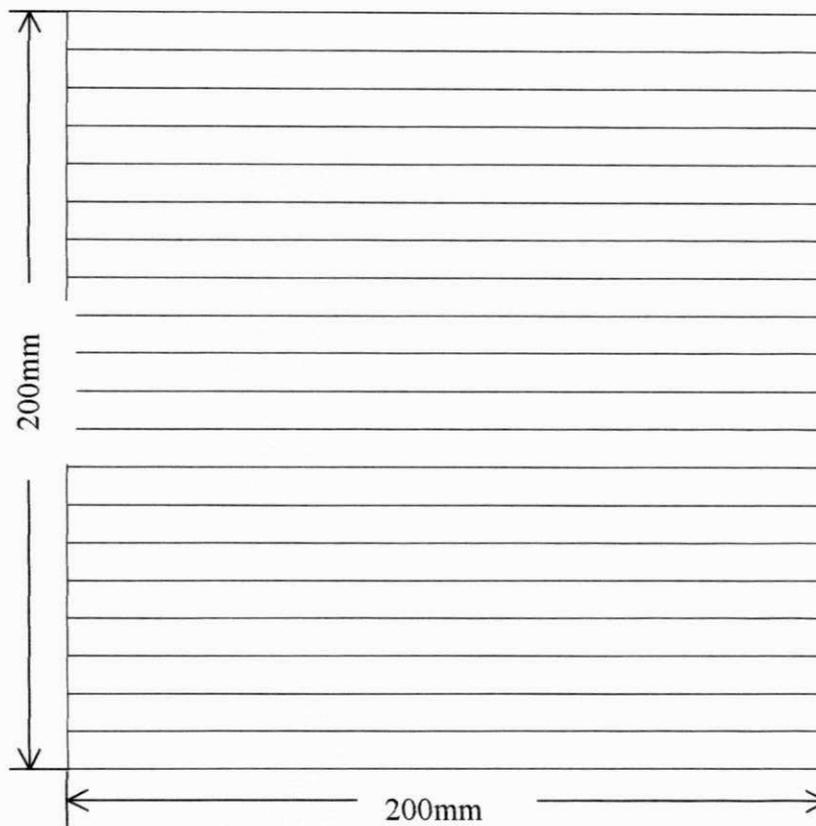


Figura 38 – Malha utilizada para contagem de nódulos (tamanho reduzido).

O número de nódulos N , por mm², foi calculado pela expressão:

$$N = \frac{N_c}{2} + N_i, \text{ onde } (N_c) \text{ é a soma dos nódulos que tocam a linha de}$$

contorno da malha e (N_i) os que se encontram totalmente dentro da malha (Seabra, 1981).

A expressão acima foi utilizada para calcular as quantidades de nódulos segundo sua forma e tamanho. Os nódulos de grafita foram classificados conforme padrões propostos pelas normas ISO 945-1975, especificação VDG P 441 ou DIN EN-20945 (Hecht, 1997). Os croquis usados como referência para as formas da grafita encontram-se no Anexo 10 (Everest, 1962).

O número de nódulos tipo V e VI, determina a nodularidade do material. Foram também anotadas as quantidades de nódulos dos tipos III (grafita compactada) e IV (grafita aglomerada) para o cálculo do Grau de Nodularidade (N_G):

$$N_G = N_{(V + VI)} / N_T$$
, onde N_T é a soma de todos os tipos de nódulos (Seabra, 1981).

Dentre os nódulos dos tipos V e VI, foram ainda anotadas as quantidades de nódulos de tamanho 5 (0,06 a 0,12mm) e 8 (menor que 0,015mm) (Everest, 1962). A quantidade de nódulos na faixa de tamanho 6 (0,03 a 0,06mm) e 7 (0,015 a 0,03mm) foi calculada pela subtração das quantidades de nódulo de tamanho 5 (N_5) e 8 (N_8) da nodularidade (N):

$$N_{6,7} = N - (N_5 + N_8)$$
, (Seabra, 1981).

As planilhas de contagem dos nódulos encontram-se no Anexo 11.

Os ensaios de tração, de tenacidade à fratura e de dureza, bem como a análise metalográfica para contagem de nódulos, foram realizados no Laboratório de Materiais do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba.

3.2.8 – Análise fractográfica

Após os ensaios de tenacidade à fratura, as amostras continuaram sendo carregadas até a ruptura final e, só então, foram preparadas para a análise no microscópio eletrônico de varredura (MEV). A análise fractográfica foi realizada em um microscópio eletrônico de varredura X30 – Philips (Figura 39) com o intuito de observar as superfícies de fratura das amostras e identificar o modo de fratura. Esse microscópio é munido de um difratômetro de raios X da EDAX, através do qual foi possível realizar análises sobre as regiões de segregação e identificar sua constituição.



Figura 39 – Microscópio Eletrônico de Varredura – XL30 Phillips.

A análise das superfícies de fratura foi realizada no Laboratório de Microscopia Eletrônica do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Ceará

4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 – Nodularidade e Grau de Nodularidade

A Figura 40 ilustra os resultados das contagens de nódulos evidenciando a nodularidade (número de nódulos tipo V e VI por mm^2 de área) e o grau de nodularidade (relação entre a nodularidade e o número total de nódulos/ mm^2) das amostras estudadas (ver valores no Anexo 11).

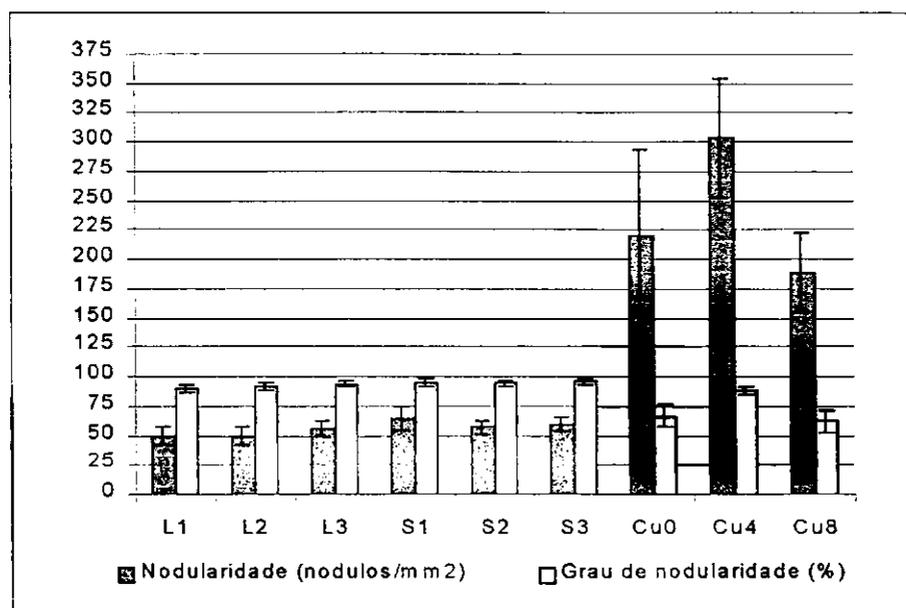


Figura 40 -- Nodularidade e grau de nodularidade das amostras estudadas.

Nas Figuras 41 a 43 observa-se as formas e distribuição dos nódulos de grafita nas amostras estudadas.

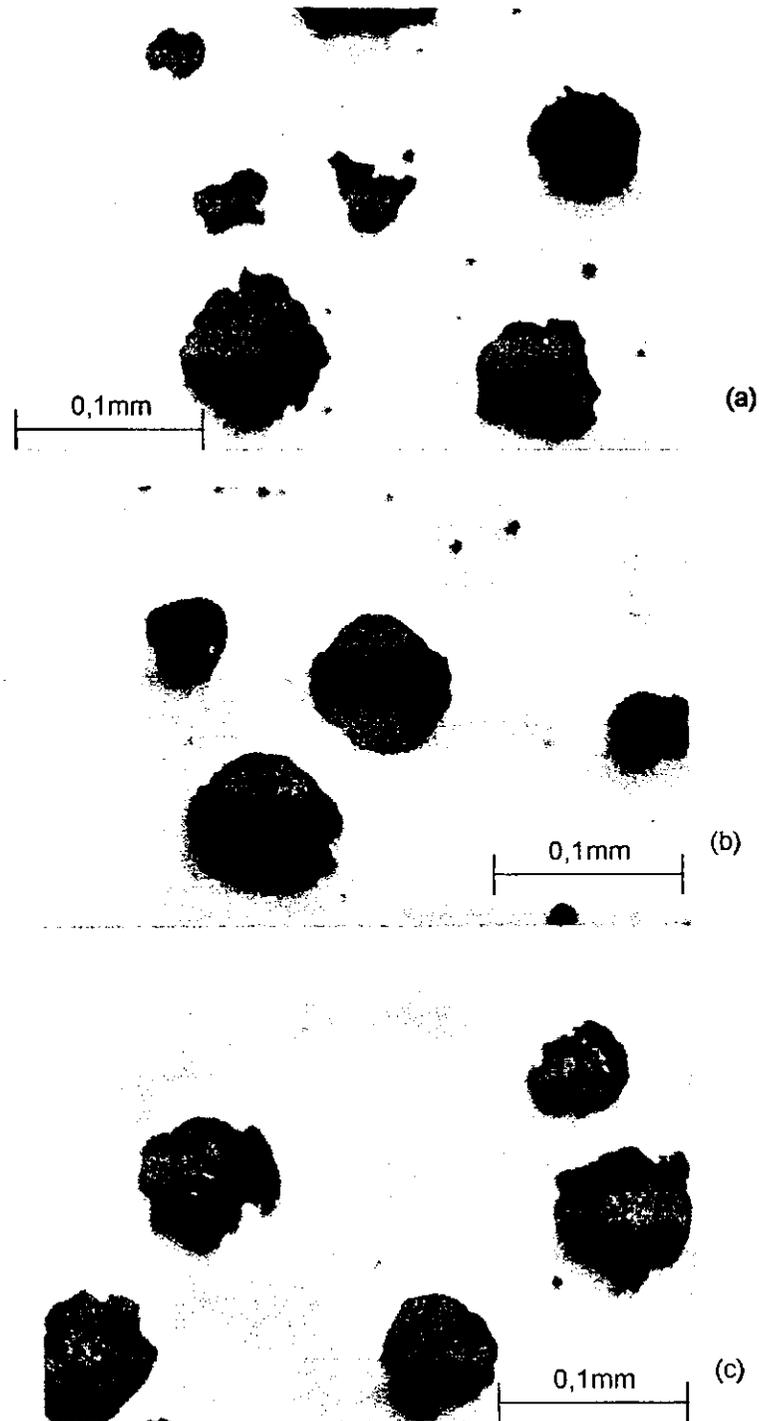


Figura 41 – Fotomicrografias das amostras (a) L1, (b) L2 e (c) L3. Nota-se grafita irregular na região central da Figura 41(a), predominam os nódulos do tipo V e VI.

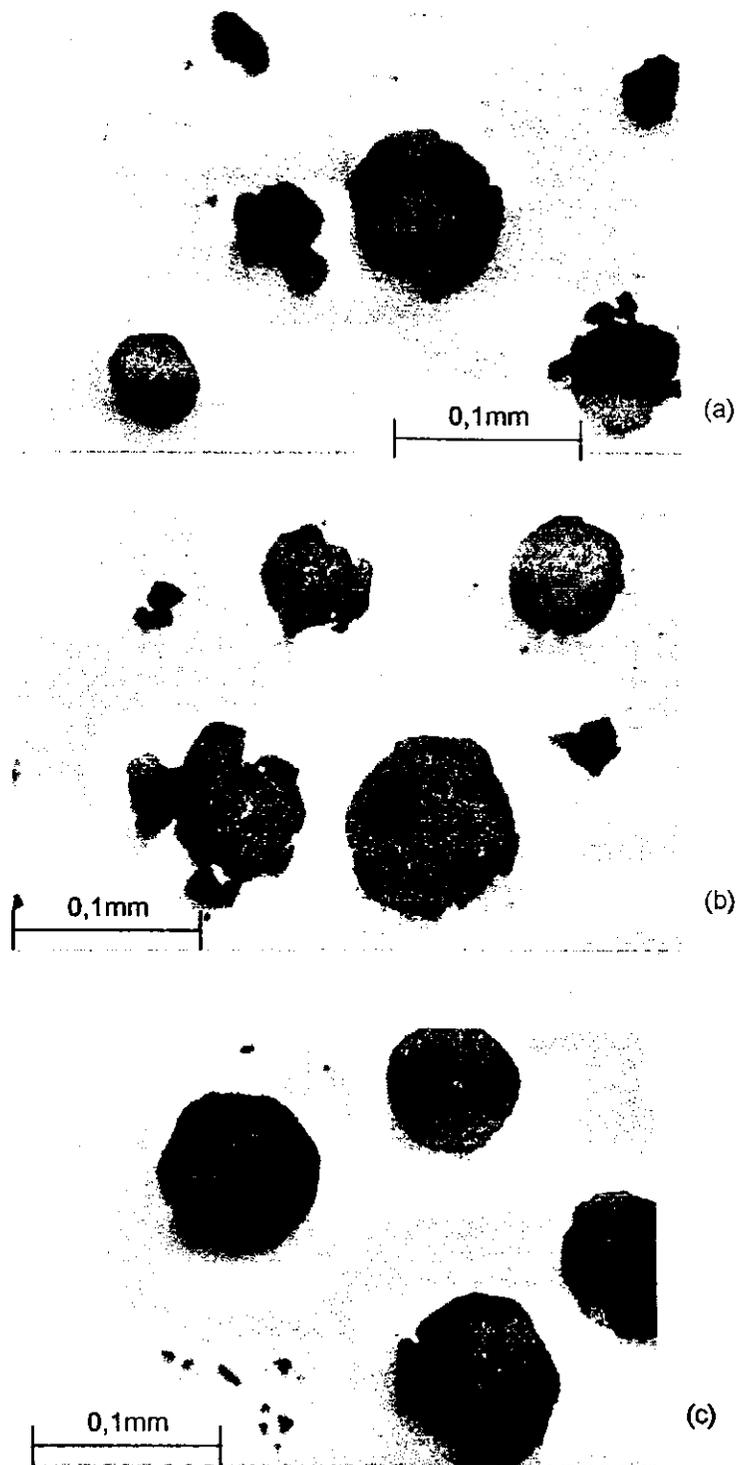


Figura 42 – Fotomicrografias das amostras (a) S1, (b) S2 e (c) S3. Nota-se os nódulos perfeitamente esferoidais na Figura 42 (c), enquanto a Figura 42 (b) mostra grafitas do tipo III e IV (lado esquerdo da foto).

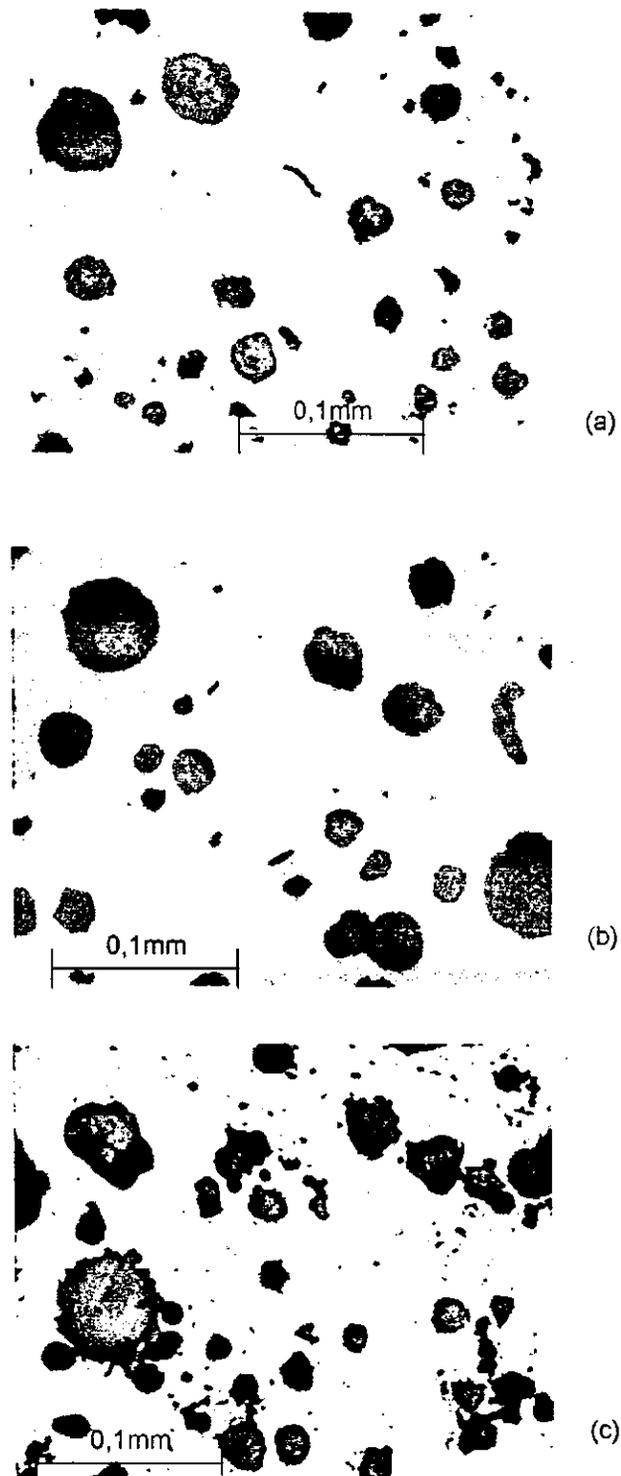


Figura 43 – Fotomicrografias das amostras (a) Cu0, (b) Cu4 e (c) Cu8. Nas Figuras 43 (a) e (b) observa-se grafita do tipo III mas predominam os tipos V e VI, enquanto na Figura 43 (c) tem-se grande quantidade de grafita dos tipos III e IV.

4.1.1 – Efeito do tratamento de inoculação

Pode-se observar, na Figura 40, que a variação nos teores de FeSi75A não teve um efeito significativo na contagem de nódulos, bem como no grau de nodularidade. Apesar do elevado grau de nodularidade alcançado, a contagem de nódulos por mm^2 de área, nas amostras S e L, ficou abaixo dos valores normalmente encontrados na literatura, que estão na faixa de 90 a 125 nódulos/ mm^2 , (Dorazil & Holzmann, 1991) e (Froehlich *et al*, 1997).

Em geral, 0,5% em peso de inoculante FeSi é suficiente para se obter uma nucleação adequada da grafita. Quanto maior o grau de inoculação, maior o número e menor e mais uniforme em tamanho e forma, serão os nódulos de grafita. Contudo, o efeito da inoculação é máximo imediatamente após a adição do inoculante e diminui com o tempo, resultando na formação de carbonetos primários e deterioração na forma dos nódulos quando o período entre a inoculação e o vazamento é longo (Henderson, 1992). O efeito máximo de um inoculante é mantido por, aproximadamente, 3 minutos após a sua adição (Patterson, 1970) e tende a perder 50% do seu poder grafitizante em cerca de 5 minutos (BCIRA, 1975).

Outro fator que interfere no poder grafitizante do inoculante é a sua granulometria. Para inoculantes ricos em silício, recomenda-se granulometria entre 0,2 e 4mm para inoculação na panela de transferência, entre 0,4 e 2mm na panela de vazamento, entre 0,1 e 0,6mm no jato para o molde e 0,1 a 0,4mm para inoculação no molde (Chaves *et al*, 1975).

No desenvolvimento deste trabalho, foi utilizado um inoculante com granulometria entre 1 e 3mm e o tempo de tratamento do metal líquido, desde a nodulização até o vazamento no molde, foi menor que 3 minutos. Isto indica que esses parâmetros, provavelmente, não foram os responsáveis pela baixa eficiência do inoculante.

Os elementos nodulizantes (Mg, Ca, Sr, etc.) têm dois papéis fundamentais: o primeiro é desoxidar e dessulfurizar o metal líquido, e o segundo é formar partículas de óxido e sulfeto que agirão como substratos para a nucleação dos nódulos de grafita (Jacobs *et al*, 1974). Para que haja uma grande quantidade de núcleos de grafita, o metal líquido deve satisfazer as condições de composição química e temperatura adequadas à formação e manutenção desses substratos. E, por outro lado, para que os nódulos tenham um crescimento esferoidal, é necessário que o metal líquido tenha baixos níveis de impurezas como o enxofre e o oxigênio, as quais se depositam sobre os núcleos de grafita impedindo o crescimento natural dos nódulos e levando à formação de morfologias menos simétricas (Harding *et al*, 1997).

Contudo, ferros fundidos com teores de enxofre menores que 0,03% não respondem facilmente à adição de inoculantes, sendo necessário usar inoculantes à base de cálcio, cério ou magnésio, que não são influenciados pelo baixo teor de enxofre (Moore, 1973 e 1974), (Mullins e Muratore, 1998). Os teores de enxofre devem ser mantidos na faixa de 0,06 a 0,07% para proporcionar uma grafitização adequada (Musundar & Wallace, 1972).

Observando a Tabela 5 verifica-se que o teor de enxofre das ligas estudadas encontra-se muito abaixo do recomendado, podendo ter contribuído para a determinação da nodularidade das amostras S e L.

Comparando agora a nodularidade das amostras S1 e Cu0, observa-se uma grande diferença na contagem de nódulos e no grau de nodularidade. Segundo Chaves *et alli* (1975), os inoculantes do tipo FeSi que possuem baixos teores residuais de cálcio e alumínio (FeSi75A) não são tão efetivos quanto aqueles com elevado cálcio e alumínio (FeSi75B), entretanto, estes últimos devem ser usados criteriosamente pois o excesso desses elementos pode resultar em grande quantidade de escória e grafitas irregulares. Portanto, o uso do FeSi75A na inoculação das ligas S e L, associado ao baixo resíduo de enxofre encontrado nessas amostras, parece ser o fator predominante na determinação da contagem de nódulos. Por outro lado, o uso do FeSi75B na inoculação das ligas Cu0, Cu4 e Cu8, promoveu melhor contagem de nódulos, embora com redução do grau de nodularidade.

4.1.2 – Efeito dos elementos de liga

Observando a Figura 40 nota-se uma leve tendência à diminuição da nodularidade nas amostras (L), ligadas ao molibdênio, com relação às amostras (S), sem elementos de liga. A presença de elementos de liga formadores de carboneto tais como cromo, manganês, molibdênio e vanádio afeta a eficiência do inoculante, exigindo a adição de maiores quantidades ou o uso de inoculantes mais poderosos (Chaves *et al*, 1975), (Mullins & Muratore, 1998). A tendência a menor nodularidade no ferro (L), portanto, pode estar associada à interferência do molibdênio na grafitação.

Comparando agora as amostras contendo cobre, observa-se um aumento na nodularidade e no grau de nodularidade quando da adição de 0,4% de cobre (Cu4) com relação à amostra sem cobre (Cu0). O cobre, ao contrário do molibdênio, não é um formador de carbonetos, de modo que esse elemento tende a favorecer a grafitação e melhorar a nodularidade (Pelleg, 1963), (Bromage, 1967), (Ductile Iron Marketing Group, 1990). Por outro lado, a queda da nodularidade e do grau de nodularidade com o aumento do teor de cobre, na amostra Cu8, era inesperada e pode ser devida, provavelmente, a uma excessiva inoculação, uma vez que o FeSi75B é um potente inoculante e seu efeito, associado ao aumento no teor de cobre que também favorece a grafitação, embora leve a um aumento no número total de nódulos também apresenta uma grande tendência à formação de grafita irregular e/ou degenerada (Chaves *et alli*, 1975) (ver tópico 2.6).

4.2 – Propriedades Mecânicas

Valores de K_{Ic} válidos foram obtidos para todas as amostras ensaiadas e se encontram em conformidade com os requisitos da norma ASTM E399-90 (ASTM, 1990). A Tabela 6 exibe os cálculos para verificação da validade dos resultados dos valores de tenacidade à fratura.

Tabela 6 – Cálculos para verificação da validade dos valores de K_{Ic} .

Amostra	P_Q (KN)	$P_{MÁX}$ (KN)	$P_{MÁX}/P_Q$	a (médio) (mm)	$f(a/w)$	K_Q (MPa√m)	$2,5(K_Q/\sigma_{YS})^2$ (mm)	
L1	02	13,5	13,5	1,00	15,33	2,75	57,17	6,4
	07	14,1	14,1	1,00	15,43	2,79	60,58	7,2
	18	14,0	14,1	1,01	15,30	2,75	59,29	6,9
L2	03	14,1	14,1	1,00	15,53	2,81	61,01	7,2
	11	15,4	15,4	1,00	15,50	2,79	66,17	8,4
	15	14,8	15,0	1,01	15,43	2,79	63,59	7,8
L3	08	15,5	15,5	1,00	15,43	2,79	66,60	8,1
	09	15,1	15,1	1,00	15,66	2,84	66,04	8,0
	14*							
S1	12*							
	16	14,4	14,4	1,00	15,33	2,75	60,98	6,8
	17	14,6	14,6	1,00	15,30	2,75	61,83	7,0
S2	01	14,1	14,1	1,00	15,53	2,81	61,01	7,2
	05*							
	06	14,9	14,9	1,00	15,43	2,79	64,02	7,8
S3	04	15,1	15,1	1,00	15,36	2,77	64,41	7,3
	10	13,7	13,7	1,00	15,80	2,89	60,97	6,6
	13*							
Cu0	A	14,6	14,6	1,00	15,07	2,66	60,03	7,0
	B	14,4	14,4	1,00	15,17	2,71	60,10	7,1
	C	14,2	14,2	1,00	15,00	2,66	58,17	6,7
Cu4	A	14,4	14,4	1,00	15,23	2,74	60,76	7,4
	B	16,4	16,4	1,00	15,08	2,68	67,68	9,1
	C	14,7	14,7	1,00	15,00	2,66	60,21	7,2
Cu8	A	16,1	16,1	1,00	15,13	2,69	66,69	8,9
	B	15,0	15,0	1,00	14,98	2,65	61,21	7,4
	C	14,3	14,3	1,00	15,00	2,66	58,58	6,8

*Essas amostras não chegaram a ser ensaiadas devido a falhas na pré-trinca de fadiga.

onde $K_Q = P_Q \times S / (B \times W^{3/2}) \times f(a/w)$ e

$K_Q = K_{Ic}$ quando $2,5(K_Q/\sigma_{YS}) < B$ (espessura da amostra) e $P_{M\acute{A}X}/P_Q < 1,10$.

Na Tabela 7 observa-se os resultados dos testes de tração e de tenacidade à fratura dos ferros fundidos nodulares austemperados estudados. Com base nos valores encontrados para a resistência à tração e tensão de escoamento, pode-se classificar o ADI obtido como do tipo 4, segundo a especificação da Norma ASTM-A897-90 (ver Tabela 2).

Tabela 7 – Propriedades mecânicas e tenacidade à fratura das ligas estudadas.

Amostra	nódulos/ mm ²	σ_{TS} (MPa)	σ_{YS} (MPa)	Desvio padrão	ϵ (%)	Dureza (HB)	K_{Ic} (MPa \sqrt{m})	Desvio padrão
L1	50	1370	1130	11	2,3	315	59,01	1,72
L2	50	1320	1140	7	3,8	315	63,59	2,58
L3	56	1380	1170	10	3,1	315	66,31	1,77
S1	65	1370	1170	11	3,3	285	61,40	0,60
S2	57	1350	1140	9	3,2	285	62,51	2,13
S3	60	1410	1190	9	2,5	285	62,69	2,43
Cu0	220	1225	1130	3	1,7	285	59,43	1,09
Cu4	304	1220	1120	13	2,2	315	62,88	4,16
Cu8*	189	1020	-	-	1,4	363	62,16	4,14

*Não foi possível determinar a tensão de escoamento devido a problemas micro estruturais.

Os resultados apresentados na Tabela 7 mostram que, em geral, apesar da variação verificada na nodularidade das diversas amostras, as propriedades mecânicas convencionais e tenacidade à fratura das ligas estudadas não foram afetadas de forma significativa. Os valores obtidos para as propriedades mecânicas convencionais e de tenacidade à fratura estão de acordo

com os observados na literatura técnica para ferros fundidos nodulares não ligados e de baixa liga, austemperados a 593K (320°C) (Baumer, 1989), (Dorazil & Holzmann, 1991).

Em recente estudo, Voigt & Holmgren (1997) observaram a influência da morfologia da grafita sobre as características de fratura de diversos ferros fundidos. Verificou-se que nos ferros fundidos cinzentos com grafita compacta a nucleação e a propagação de trinca são controladas pela morfologia da grafita, enquanto nos ferros fundidos nodulares e maleáveis o fator preponderante é a estrutura da matriz. Essa influência fica evidente nas fractografias das superfícies de fratura: nos ferros fundidos cinzentos, de 65 a 70% da superfície exposta pela fratura é realmente grafita, percentual que cai para 50 a 60% nos ferros fundidos com grafita compactada e para menos de 15% nos nodulares. O mecanismo de propagação de trincas se dá através das pontes de matriz entre os veios (ou nódulos) de grafita. Nos ferros fundidos cinzentos as pontes de matriz são estreitas devido aos longos e aguçados veios de grafita, tornam-se menos estreitas nos ferros fundidos com grafita compactada e significativamente mais largas nos ferros fundidos nodulares e maleáveis, nos quais a matriz é a principal responsável pela resistência à propagação de trincas.

Froehlich *et alli* (1997) observaram que há um número ótimo de nódulos, que resulta em melhores propriedades mecânicas e de tenacidade, acima do qual essas propriedades voltam a cair. Entretanto, usando bismuto como inoculante obtiveram uma contagem de nódulos mais elevada associada a uma microestrutura mais refinada, resultando em excelentes propriedades mecânicas. Esse comportamento está em concordância com as observações de Voigt & Holmgren (1997) pois, apesar de haver uma redução na largura das

pontes de matriz com o aumento do número de nódulos, houve um refino da microestrutura da matriz.

(Baumer & Guedes, 1989) e (Putatunda & Singh, 1995) observaram que, para temperaturas de austêmpera na faixa de 593K (320°C), há uma grande taxa de nucleação de ferrita que resulta numa microestrutura fina, composta de ferrita acicular + carbonetos finamente dispersos e austenita estabilizada. A ferrita acicular é responsável por conferir elevada resistência mecânica ao material, enquanto a ductilidade é devida à presença da austenita estabilizada.

Embora não tenha sido possível realizar a determinação do teor de austenita na matriz das amostras estudadas, sabe-se que seu valor é de, aproximadamente, 20% para temperaturas de austêmpera próximas a 593K (320°C) (Grech e Young, 1993), (Dorazil e Holzmann, 1991), (Bartosiewicz *et alii*, 1995).

Nas Figuras 44 a 46 observam-se fotomicrografias das amostras atacadas com nital 3%. Apesar da ausência de elementos de liga, a microestrutura das amostras dos ferros fundidos não ligados é semelhante à das amostras dos ferros fundidos ligados ao molibdênio ou ao cobre. A microestrutura obtida é característica das microestruturas austemperadas a temperaturas próximas a 593K (320°C), encontradas na literatura técnica citada, e parece ser, também neste caso, a principal responsável pelas excelentes propriedades apresentadas pelos materiais estudados.

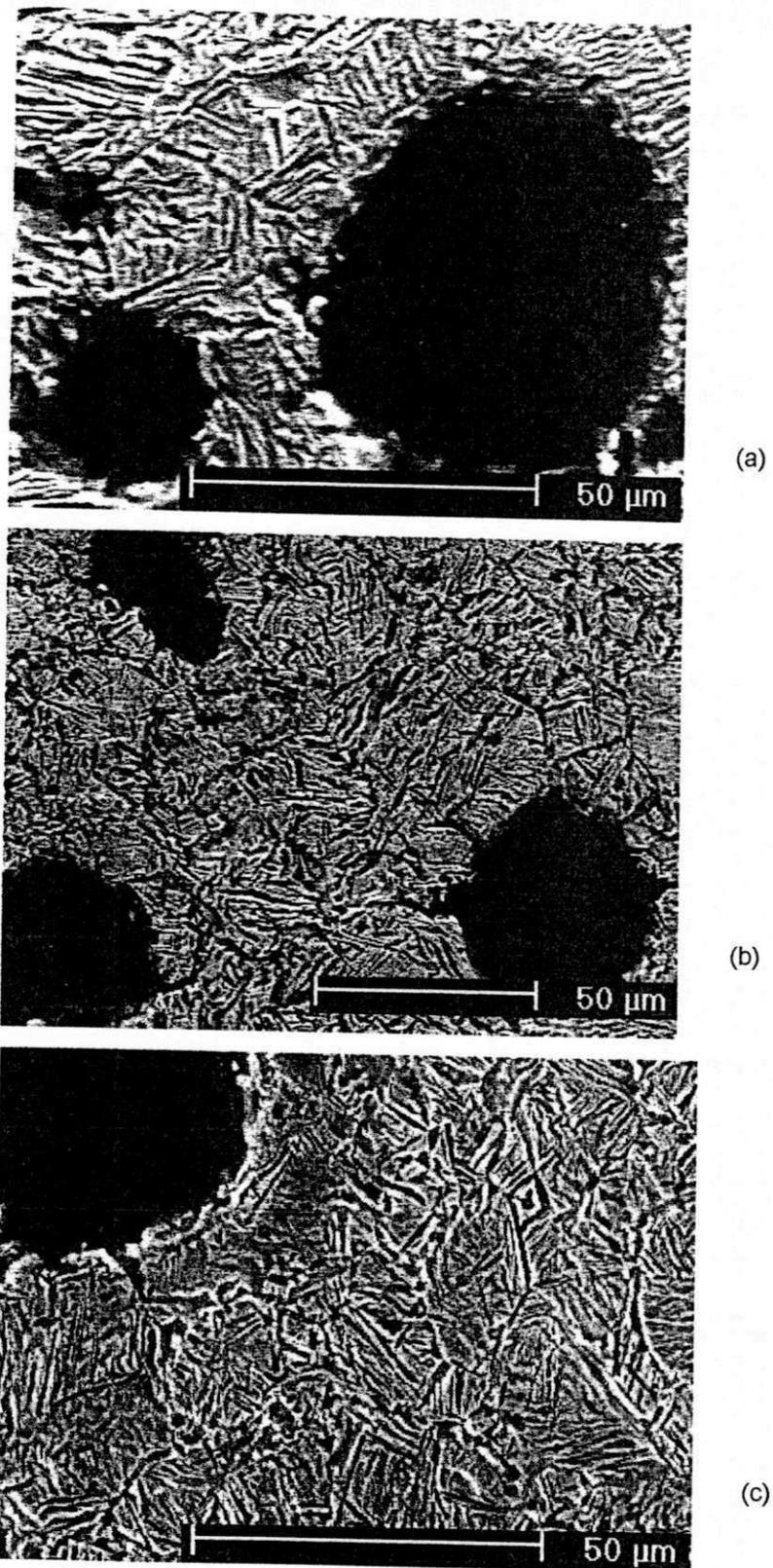


Figura 46 - Microestrutura das amostras (a) Cu0, (b) Cu4 e (c) Cu8.

Observa-se microestrutura acicular fina semelhante a encontrada nas amostras S e L.

Na microestrutura das amostras ligadas ao molibdênio (L) observa-se uma certa segregação de carbonetos nos contornos de célula eutética que ocorrem isoladamente, entretanto, sem formar redes que poderiam fragilizar essa região e, assim, não há uma grande interferência desse constituinte sobre as propriedades mecânicas obtidas (Kovacs, 1991). A Figura 47 mostra o resultado da análise de raios-X realizada sobre a região de segregação.

Dorazil *et alii* (1992) e Bahmani *et alii* (19997) também observaram a presença de carbonetos intercelulares em ferros fundidos nodulares austemperados contendo o elemento de liga molibdênio.

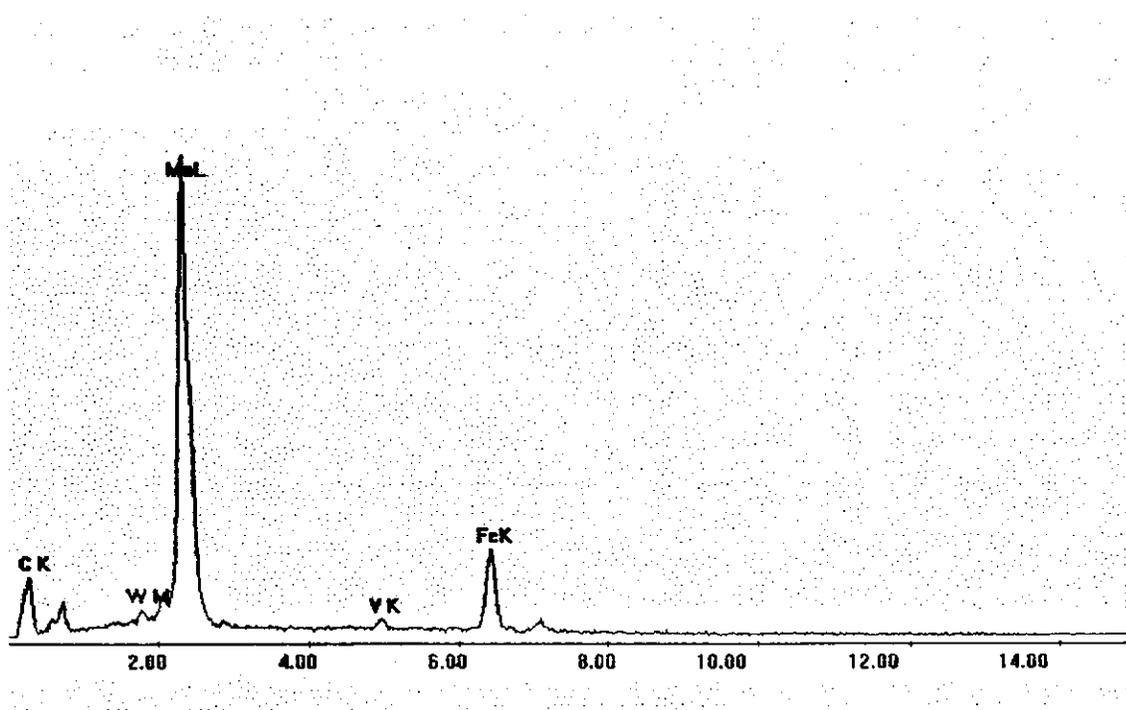


Figura 47 – Análise de raios-X realizada sobre a região de segregação.

Por outro lado, não se observou segregação de carbonetos na microestrutura das amostras ligadas com cobre (Cu4 e Cu8), o que era esperado uma vez que o cobre não é um elemento formador de carbonetos.

Na Tabela 7 observa-se um pequeno aumento na tenacidade à fratura, K_{IC} , para o ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio e inoculado com 0,9% de FeSi75 (L3), quando comparado ao inoculado com 0,5% de FeSi75 (L1)*. Como a nodularidade e o grau de nodularidade foi praticamente o mesmo para ambas as ligas, a explicação para o pequeno acréscimo na tenacidade está relacionada, provavelmente, com o aumento da tensão de escoamento e da deformação de fratura nesta liga (L3). Estudos realizados por Tetelman *et alii* (1967) mostraram que a tenacidade à fratura, K_{IC} , para fraturas do tipo clivagem, quase-clivagem e intergranular, pode ser determinada pela expressão:

$$K_{IC} = 2,9\sigma_Y [\exp (\sigma_f^*/\sigma_Y - 1)]^{1/2} r_o^{1/2} \quad (4.1)$$

onde: σ_f^* = tensão de fratura para a clivagem,

σ_Y = tensão de escoamento e

r_o = raio limite na ponta do entalhe, ou seja, o raio na ponta do entalhe abaixo do qual não se observa mais a sua influência sobre a tenacidade à fratura. Este valor está relacionado com as características dimensionais da microestrutura do material.

Nils Stenbacka (1979) mostrou que a aplicabilidade da expressão (4.1) é limitada pelo encruamento plástico na ponta do entalhe, fratura por clivagem induzida plasticamente, quando este processo é um fator dominante.

*Não foi possível fazer uma análise de significância desses resultados, uma vez que o número de amostras estudadas (três amostras para cada condição) é muito inferior àquele requerido para realizar os testes estatísticos de significância, os quais, se realizados nessas condições incorreriam em grandes faixas de erro.

Tetelman *et alli* (1967) restringiram seu modelo para temperaturas em que a razão $K_{IC}/\sigma_Y \leq 2\text{mm}^{1/2}$ para entalhes rombudos. A razão K_{IC}/σ_Y para o ferro fundido nodular austemperado ligado ao molibdênio e inoculado com 0,9% de FeSi75 (L3) foi de $1,78\text{ mm}^{1/2}$. Desde que se possa considerar como válida a razão K_{IC}/σ_Y , para entalhe com pré-trinca de fadiga e que se possa aplicar o modelo de Tetelman *et alli* (1967) para o tipo de fratura verificado nos materiais estudados (aspecto macroscópico da fratura é frágil mas apresenta micromecanismo de fratura misto de quase-clivagem e *microdimples*), então, como colocado acima, o balanço entre o aumento da tensão de escoamento e do alongamento (ductilidade) foi responsável pelo pequeno acréscimo na tenacidade à fratura da liga L3.

A Tabela 7 mostra que a variação no teor de inoculante e no teor de cobre não proporcionaram variações significativas nos valores de K_{IC} obtidos para as ligas S1, S2, S3 e Cu0, Cu4, Cu8, respectivamente, apesar da grande diferença de nodularidade observada entre essas amostras.

Os valores de K_{IJ} foram calculados a partir dos dados constantes na Tabela 8, onde A é a área sob a curva carga x deslocamento, b é o tamanho do ligamento do espécime e J e K_{IJ} , foram definidos e calculados conforme a metodologia descrita no tópico 3.2.5.

Tabela 8 - Planilha para cálculo dos valores de K_{IJ} .

Amostra	Espécime	A (N.m)	b (m)	J (N.m/m ²)	E (GPa)	K_{IJ} (MPa√m)	K_{IC} (MPa√m)
	2	2,290	0,01467	20813,45	130	52,02	57,17
L1	7	2,630	0,01457	24067,72	130	55,94	60,58
	18	3,020	0,01470	27392,29	130	59,67	59,29
	3	3,200	0,01447	29486,29	130	61,91	61,01
L2	11	4,320	0,01450	39724,14	130	71,86	66,17
	15	4,460	0,01457	40814,46	130	72,84	63,59
	9	3,840	0,01434	35704,32	130	68,13	66,04
L3	14	-	-	-			
	8	3,430	0,01457	31388,70	130	63,88	66,60
	12	-	-	-			
S1	?16	3,960	0,01467	35991,82	130	68,40	60,98
	17	3,190	0,01470	28934,24	130	61,33	61,83
	1	3,240	0,01447	29854,87	130	62,30	61,01
S2	5	-	-	-			
	6	3,870	0,01457	35415,24	130	67,85	64,02
	4	3,900	0,01464	35519,13	130	67,95	64,41
S3	10	3,100	0,01420	29107,98	130	61,51	60,97
	?13	-	-	-			
	0a	3,150	0,01493	28131,28	130	60,47	60,03
Cu0	0b	2,960	0,01483	26612,72	130	58,82	60,10
	0c	2,990	0,01500	26577,78	130	58,78	58,17
	4a	2,650	0,01477	23922,37	130	55,77	60,76
Cu4	4b	3,780	0,01492	33780,16	130	66,27	67,68
	4c	3,210	0,01500	28533,33	130	60,90	60,21
	8a	3,450	0,01487	30934,77	130	63,42	66,69
Cu8	8b	2,850	0,01502	25299,60	130	57,35	61,21
	8c	2,800	0,01500	24888,89	130	56,88	58,58

Na Figura 48 observa-se a relação entre os valores médios de K_{IC} e K_{IJ} , com os respectivos desvios-padrão, levantados pela metodologia da Integral J.

Os resultados mostram que o K_{IJ} determinado, em geral, está bastante próximo do valor do K_{IC} obtido. Portanto, neste trabalho, o uso da metodologia de integral J para determinar a tenacidade à fratura K_{IJ} dos materiais estudados fornece valores consistentes com o K_{IC} determinado pela norma ASTM E-399 (ASTM, 1990).

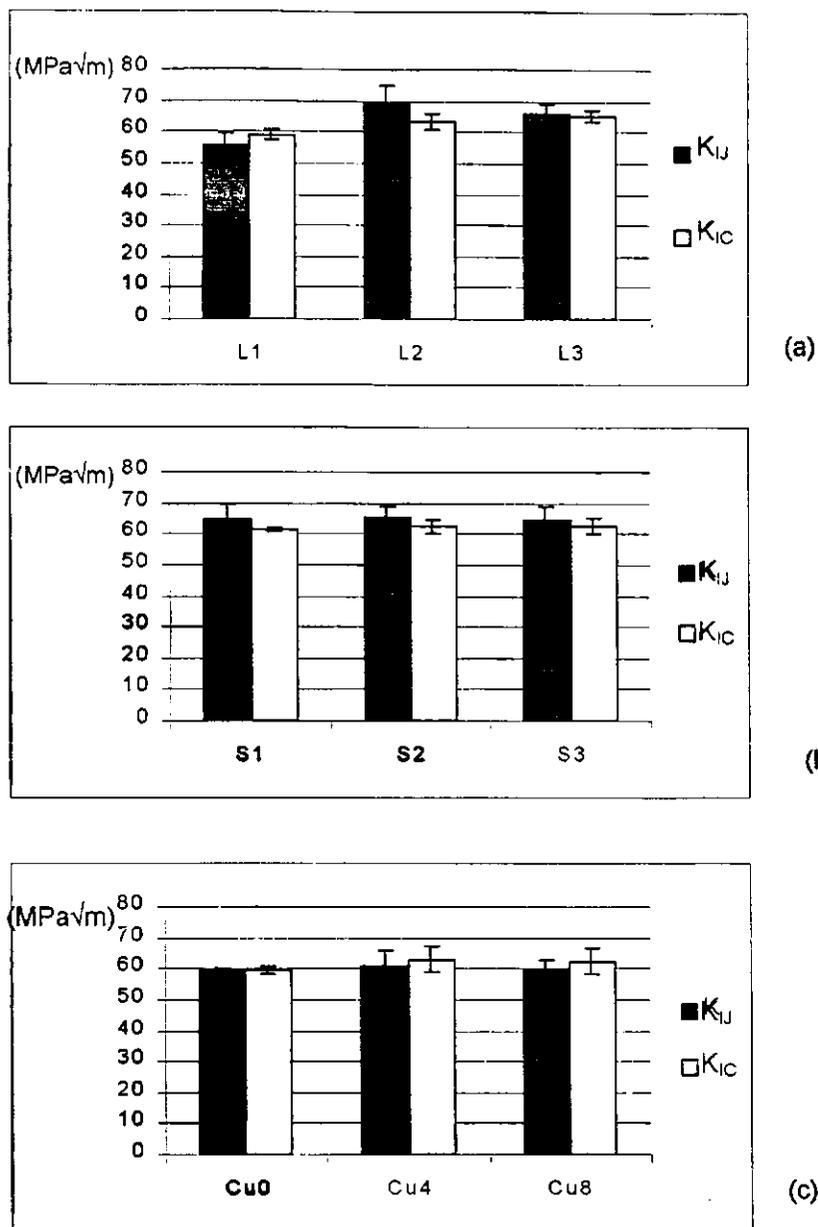


Figura 48 – Relação entre os valores médios de K_{IC} e K_{IJ} para as amostras

(a) S1, S2, S3, (b) L1, L2, L3, e (c) Cu0, Cu4 e Cu8

Na Tabela 9 observa-se a relação $(K_{IC}/\sigma_Y)^2$ para os materiais estudado e os valores médios de K_{IC} e K_{IJ} com seus respectivos desvios-padrão. Essa relação é proporcional ao tamanho do defeito que pode ser tolerado pela estrutura ou componente mecânico em serviço e pode ser usada para comparar a

tenacidade à fratura de materiais distintos, uma vez que materiais com diferentes tensões de escoamento e mesmo valor de K_{Ic} podem apresentar diferentes tolerâncias ao tamanho do defeito (ver Anexo 4) (Little e Heine, 1974), (Ductile Iron Marketing Group, 1997).

Tabela 9 – Relação entre os valores médios de K_{Ic} , K_{Ij} e tolerância à trinca das amostras estudadas.

Amostra	K_{Ij} (MPa√m)	Desvio padrão	K_{Ic} (MPa√m)	Desvio padrão	$(K_{Ic}/\sigma_{YS})^2$ (mm)
L1	55,88	3,83	59,01	1,72	2,73
L2	68,87	6,05	63,59	2,58	3,11
L3	66,00	3,01	66,31	1,77	3,11
S1	64,87	5,00	61,41	0,60	2,75
S2	65,08	3,93	62,52	2,13	3,00
S3	64,73	4,55	62,69	2,43	2,77
Cu0	59,36	0,97	59,43	1,09	2,76
Cu4	60,98	5,25	62,88	4,16	3,15
Cu8*	59,22	3,64	62,16	4,14	-

* Não foi possível determinar a relação $(K_{Ic}/\sigma_{YS})^2$, pois σ_{YS} não foi determinado.

Apesar da pequena variação nos valores de tenacidade à fratura e tensão de escoamento dos materiais estudados, pode-se considerar que a tolerância à trinca é levemente maior nas ligas L2, L3, S2 e Cu4, chegando a apresentar mais de 10% de diferença em relação as demais amostras. Tal aumento pode ser significativo quando trata-se da tenacidade à fratura de materiais frágeis.

4.3 - Análise Fractográfica

As Figuras 49 a 52 mostram micrografias exibindo o caminho de propagação da trinca. Na Figura 49 observa-se que a trinca se propaga preferencialmente interligando os nódulos imperfeitos existentes na matriz e procurando sempre o caminho mais curto entre dois nódulos. Na Figura 50 nota-se que a frente da trinca encontra um nódulo grande e esferoidal, a partir do qual muda sua direção, buscando caminhos mais frágeis para continuar a propagação. Na Figura 52 tem-se a propagação da trinca através da matriz, onde parece não haver um caminho preferencial para a propagação.

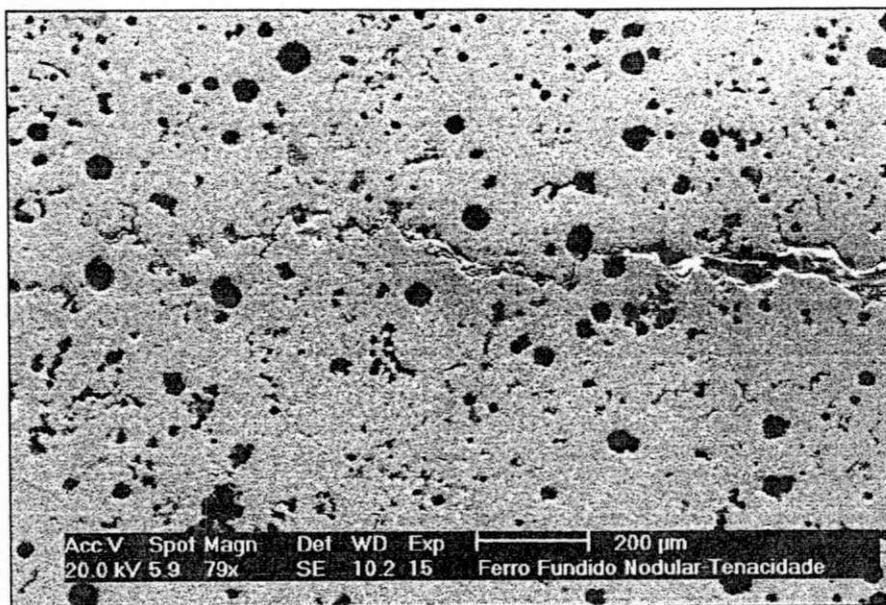


Figura 49 – Propagação da trinca interligando nódulos imperfeitos
(amostra Cu0).

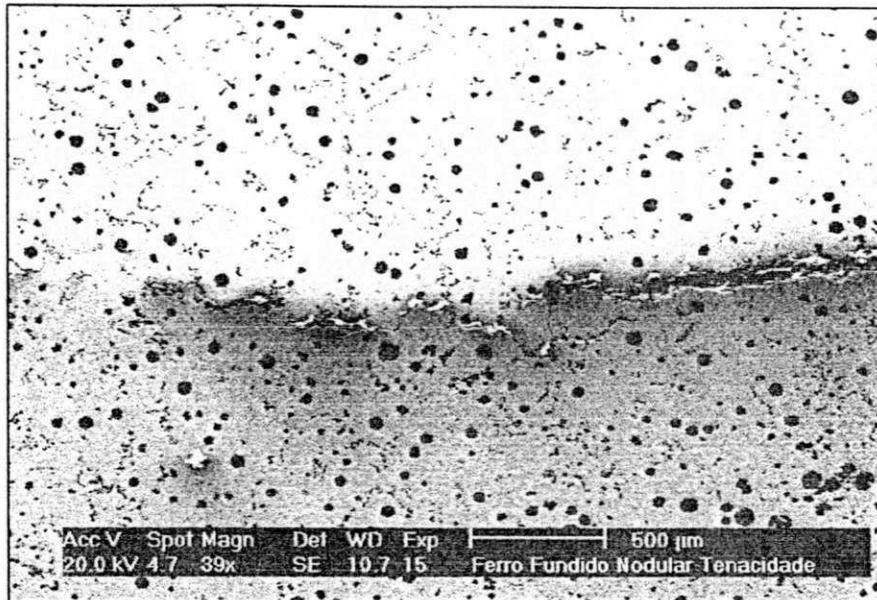


Figura 50 – Mudança no caminho de propagação da trinca quando esta encontra um nódulo perfeito (amostra Cu8).

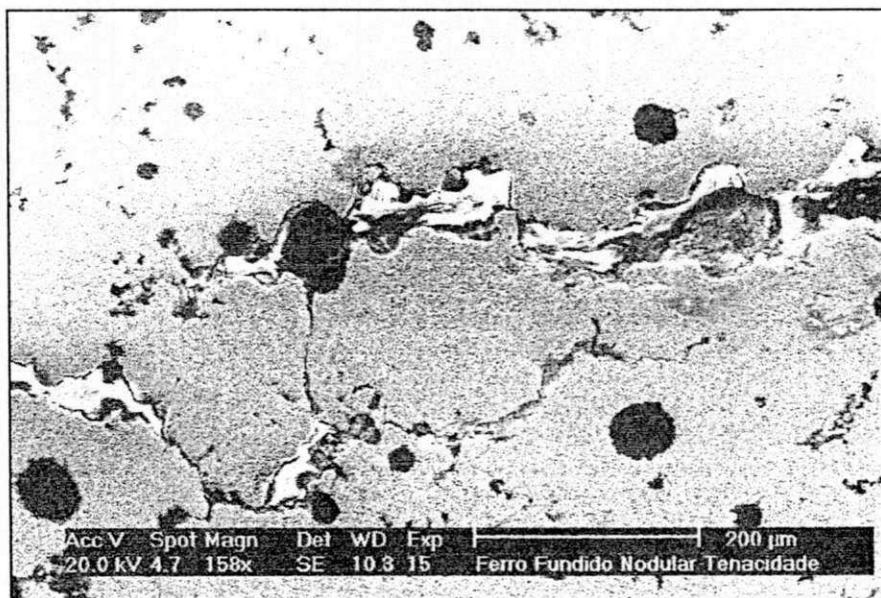


Figura 51 - Caso da Figura 50 visto com maior detalhe.

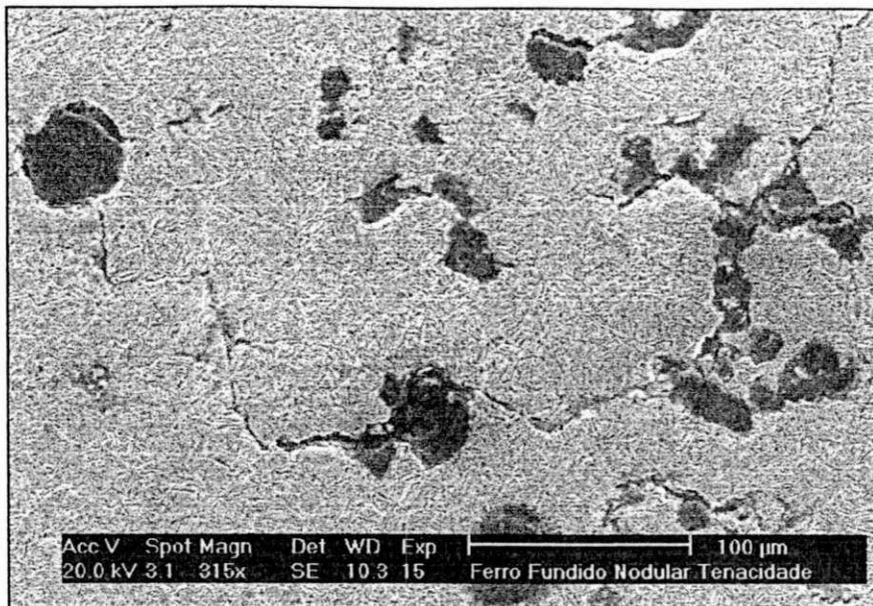


Figura 52 – Propagação da trinca através da matriz (amostra Cu8).

As Figuras 53 a 59 mostram fractografias representativas das superfícies de fratura das amostras estudadas.

Todas as amostras apresentaram modo de fratura frágil, a nível macroscópico. Entretanto, a análise fractográfica permitiu identificar um micromecanismo de fratura misto de clivagem e dúctil, embora a ductilidade ocorra de forma muito restrita através do crescimento e coalescência de microvazios, formando finos *dimples*.

Nas Figuras 53, 55 e 57 observa-se a região de transição entre a fratura cíclica por fadiga (à direita) e a fratura instável pelo carregamento estático (à esquerda). Nas Figuras 54, 56 e 58 a 60 observam-se detalhes desta região nas ligas estudadas.

Em geral, as superfícies de fratura foram semelhantes para todas as ligas estudadas. Nas Figuras 53 e 55 a 57 observa-se que a fratura é mista, contida de pequenas microcavidades dúcteis, *dimples*, e fratura do tipo clivagem e quase-clivagem. Observa-se também cavidades maiores, formadas pelo arrancamento dos nódulos de grafita durante a separação das superfícies de fratura. Jen *et alli* (1992) observaram que a formação de microcavidades na interface nódulo/matriz enlarga o berço onde se encontra o nódulo permitindo seu descolamento.

Nas Figuras 54, 58 e 60 observa-se com maior ampliação as microcavidades dúcteis, *dimples*, normalmente encontrados nestes materiais, observados também por Grech *et alli* (1991), Dorazil *et alli* (1992), Jen *et alli* (1992) e Bartosiewicz *et alli* (1995). Este comportamento, para os ferros fundidos nodulares estudados, foi notado principalmente entre os nódulos de grafita mais próximos.

Nas Figuras 56 e 59 observa-se que o micromecanismo predominante de fratura é do tipo clivagem e/ou quase-clivagem, também observado por Grech *et alli* (1991), Dorazil *et alli* (1992), Jen *et alli* (1992) e Bartosiewicz *et alli* (1995).

A semelhança entre as superfícies de fratura dos ferros fundidos nodulares estudados está em concordância com os valores de tenacidade à fratura encontrados, uma vez que estes também foram semelhantes.

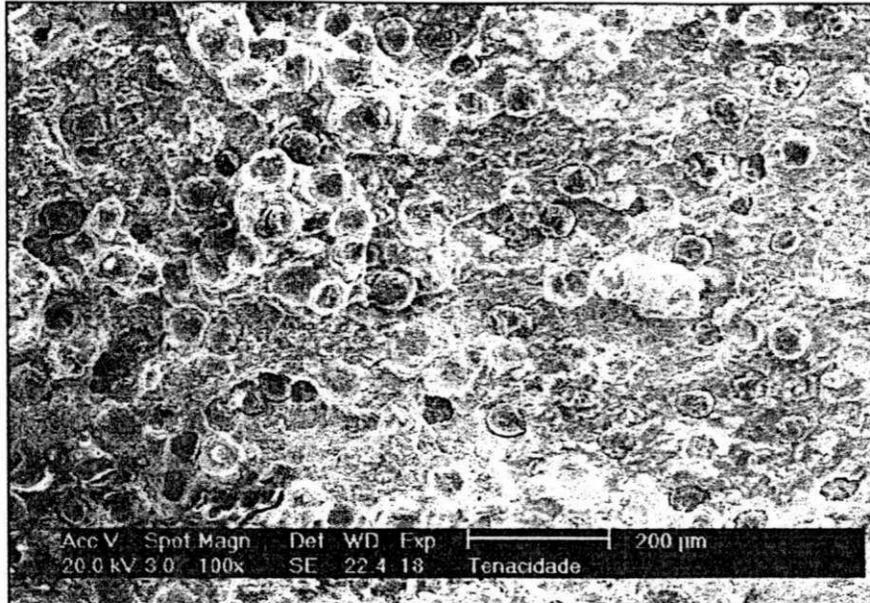


Figura 53 – Superfície de fratura da amostra L1. À direita tem-se a fratura cíclica por fadiga e à esquerda a fratura instável pelo carregamento estático.

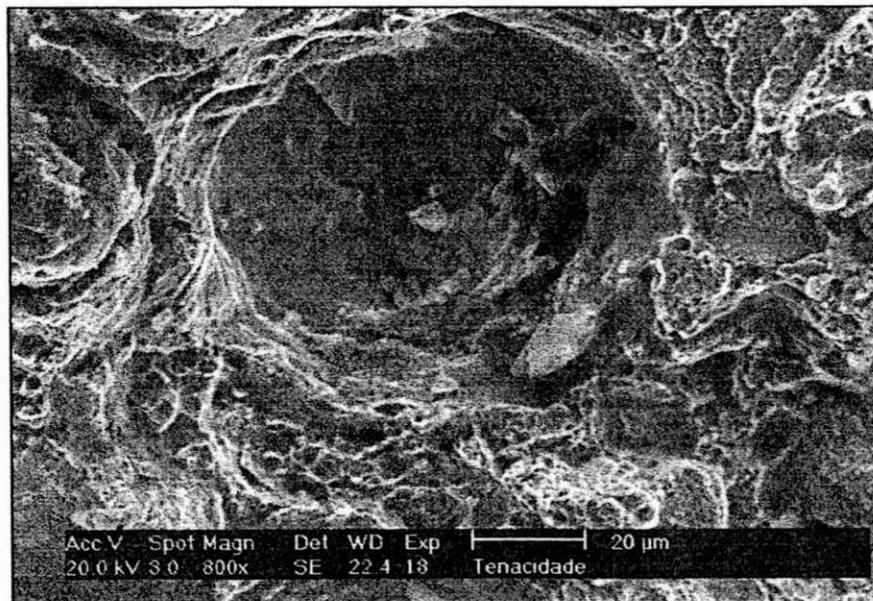


Figura 54 - Detalhe da fratura da amostra L1, exibindo micromecanismo de fratura misto, clivagem e pequenos *dimples*.

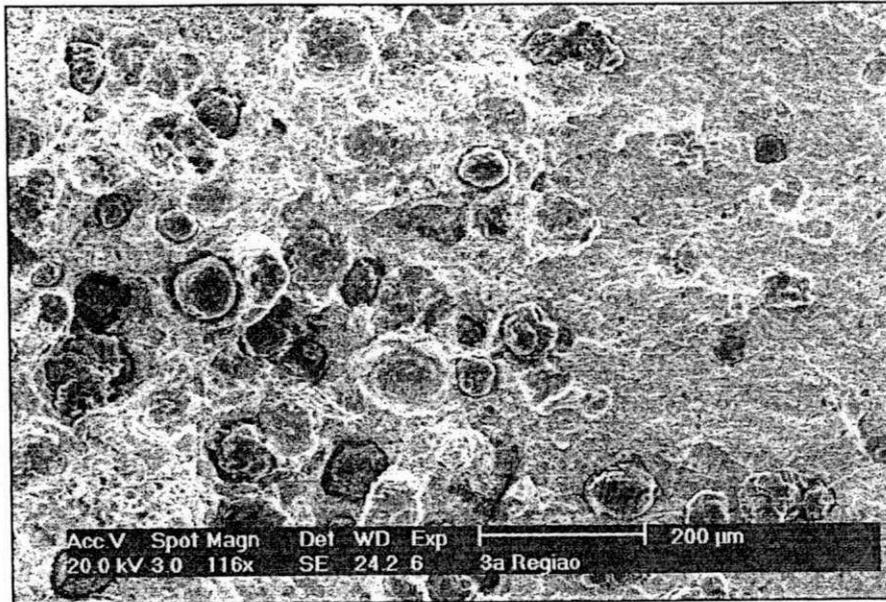


Figura 55 - Superfície de fratura da amostra S1. À direita tem-se a fratura cíclica por fadiga e à esquerda a fratura instável pelo carregamento estático.

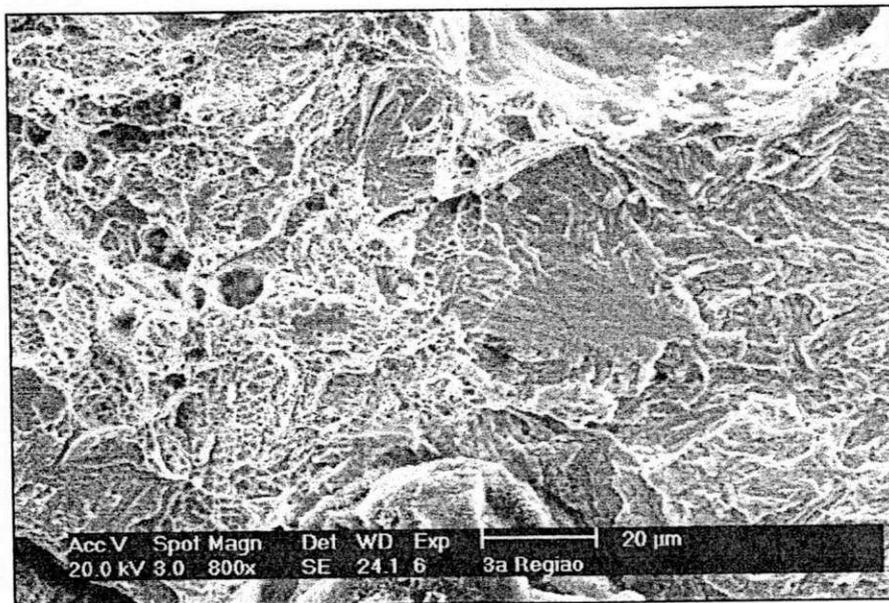


Figura 56 - Detalhe da fratura da amostra S1, exibindo micromecanismo de fratura misto, clivagem e finos *dimples*.

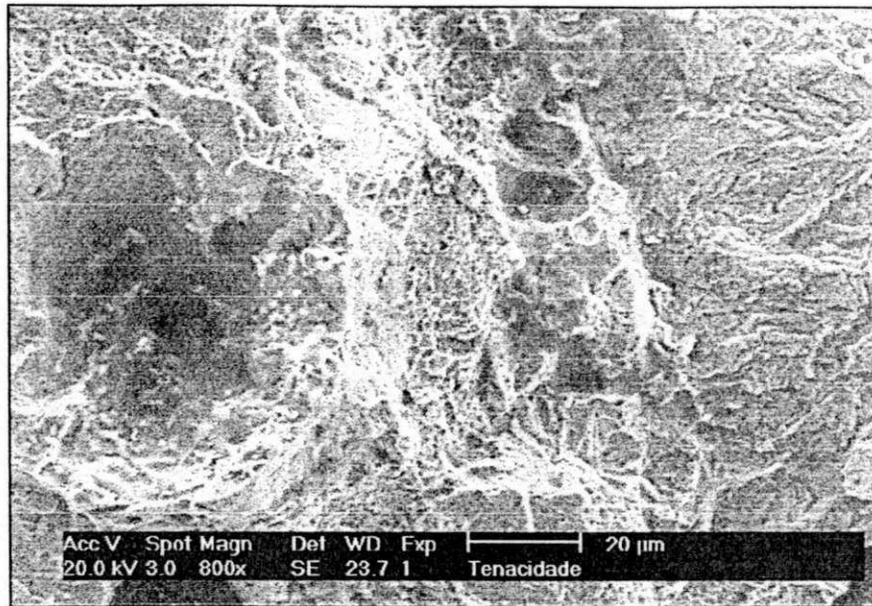


Figura 57 - Superfície de fratura da amostra S2, exibindo micromecanismo de fratura misto, clivagem e finos *dimples*.

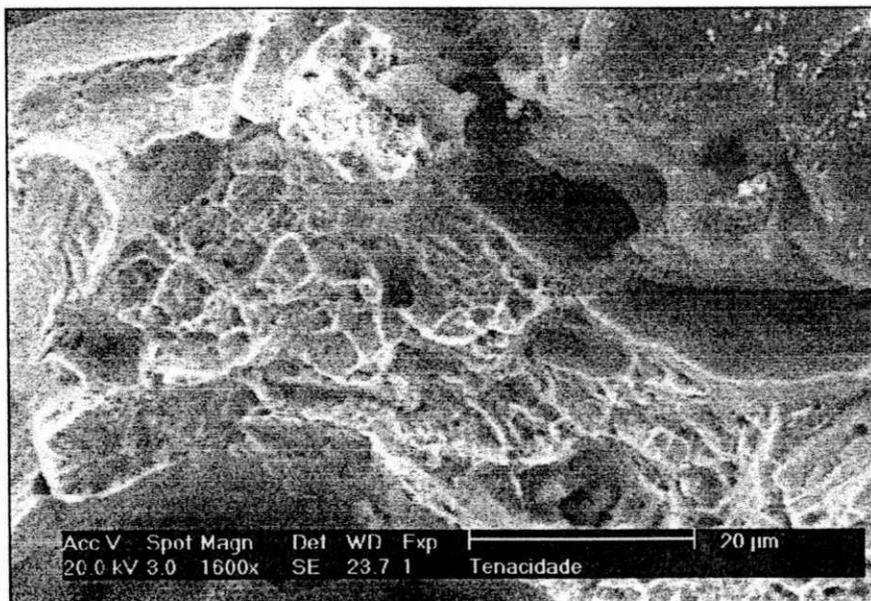


Figura 58 - Detalhe da fratura da amostra S2. Pequenos *dimples* formados entre os nódulos de grafita.

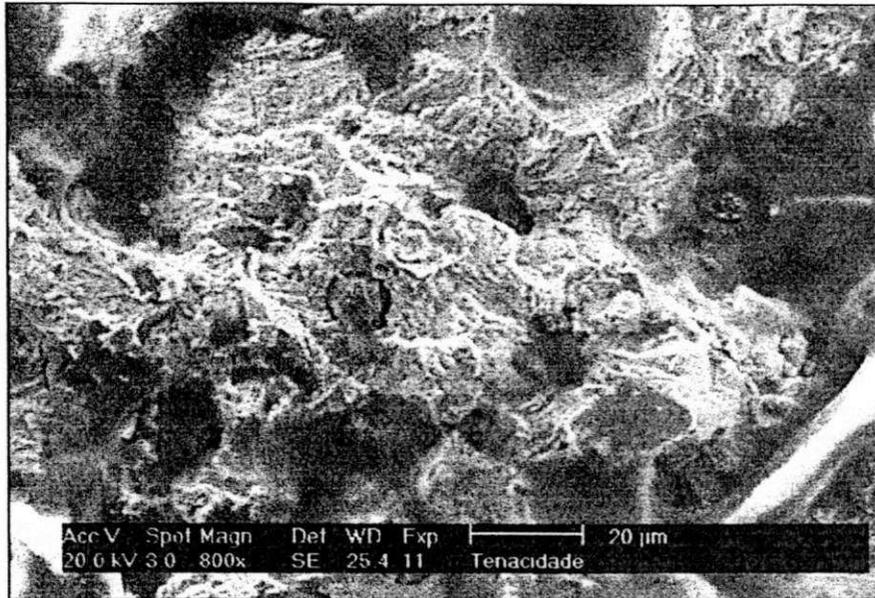


Figura 59 - Detalhe da fratura da amostra CuO. Predomina o micromecanismo de fratura por clivagem.

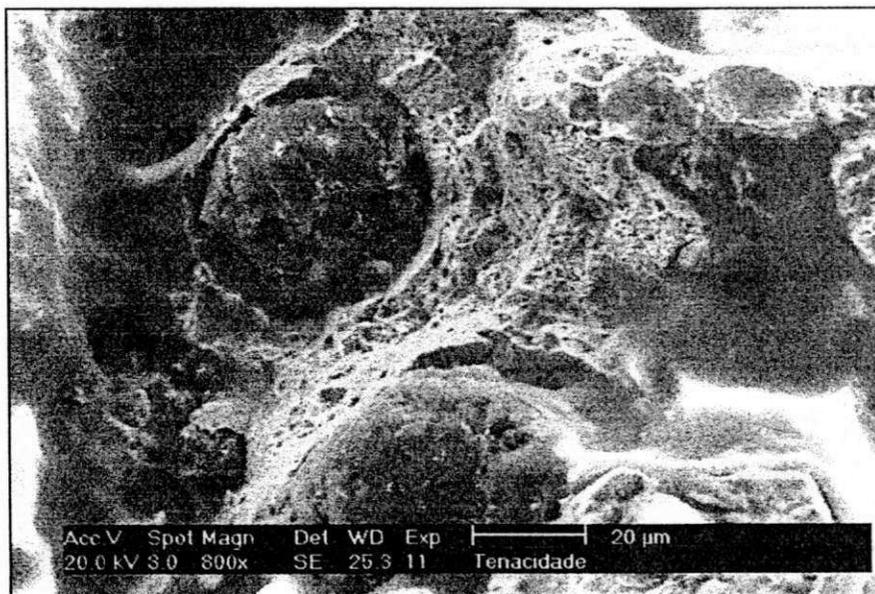


Figura 60 - Detalhe da fratura da amostra CuO. Micromecanismo de fratura por clivagem e pequenos *dimples* formados entre os nódulos de grafita.

5 - CONCLUSÕES

Neste trabalho determinou-se as propriedades mecânicas convencionais e a tenacidade à fratura de três tipos de ferros fundidos nodulares austemperados com mesma composição base, para os quais foram variados o teor e o tipo de inoculante e de elemento de liga adicionados. Ferros fundidos nodulares não ligados e ligados ao molibdênio foram inoculados com teores de 0.5, 0.7 e 0.9% de FeSi75A, enquanto o inoculante FeSi75B foi utilizado na inoculação de ferros com 0.0, 0.4 e 0.8% de cobre. As composições químicas, processo de fundição e o tratamento térmico utilizado permitiu obter fundidos consistentes, livres de porosidades e com propriedades que se identificam com a classe 4 da especificação ASTM A897-90, para ferros fundidos nodulares austemperados.

Embora tenha-se obtido um excelente grau de nodularidade, com o uso do inoculante FeSi75A, a contagem de nódulos manteve-se abaixo do esperado e os diferentes teores de inoculante empregados não resultaram em variações significativas na nodularidade. Observou-se ainda que a adição do molibdênio levou a uma diminuição na nodularidade das ligas inoculadas com

FeSi75A. Tal fato se deve à tendência do molibdênio em promover a estabilização de carbonetos.

O uso do inoculante FeSi75B proporcionou uma excelente nodularidade, embora o grau de nodularidade tenha sido afetado pelos teores residuais de cálcio e alumínio contidos nesse inoculante. Com a adição de 0,4% de cobre houve um aumento da nodularidade e do grau de nodularidade. Por outro lado, na liga com 0,8% de cobre, verificou-se uma queda da nodularidade e do grau de nodularidade, o que foi atribuído à uma inoculação excessiva provocada pela associação do inoculante FeSi75B e o aumento no teor de cobre, que também apresenta efeito grafitizante.

A notável diferença de nodularidade, observada entre as ligas inoculadas com FeSi75A e aquelas inoculadas com FeSi75B, foi atribuída principalmente à diferença do potencial grafitizante apresentado por esses inoculantes.

As variações no tipo e teor de inoculante, bem como no tipo e teor de elemento de liga, não resultaram em diferenças significativas nas propriedades mecânicas convencionais e na tenacidade à fratura das ligas estudadas, indicando que essas propriedades são governadas predominantemente pela matriz ausferrítica obtida com o tratamento térmico de austêmpera.

A determinação da tenacidade à fratura através da metodologia da Integral J, $K_{I,J}$, forneceu valores consistentes com o K_{Ic} obtido para os materiais estudados.

Apesar de não se ter observado variações significativas nos valores de tenacidade à fratura e tensão de escoamento das ligas estudadas, a tolerância

à trinca foi maior para os ferros fundidos inoculados com 0,7% de FeSi75A sem elementos de liga, para aqueles inoculados com 0,7 e 0,9% de FeSi75A ligados ao molibdênio e para aqueles com 0,4% de cobre inoculados com FeSi75B.

A nível macroscópico, todas as amostras fraturaram de modo frágil. Contudo, a análise das superfícies de fratura por microscopia eletrônica de varredura (MEV) permitiu a identificação de um micromecanismo misto de fratura, formado por microcavidades dúcteis (*dimples*) e facetas de clivagem ou quase-clivagem.

As amostras dos ferros fundidos não ligados apresentaram propriedades mecânicas convencionais e tenacidade à fratura semelhantes às dos ferros fundidos ligados. Portanto, respeitando-se a diferença de temperabilidade entre o ADI ligado ao cobre e ao molibdênio, que os permite serem empregados para obtenção de peças com paredes mais grossas, o ADI não ligado estudado neste trabalho pode ser empregado nos casos em que não se requer maior temperabilidade, com vantagens econômicas em relação ao ADI ligado.

6 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1) Trabalhar com a mesma composição química base das ligas estudadas neste trabalho, variando o teor de cobre, entretanto, usando como inoculante o FeSi75A que garante um melhor grau de nodularidade. A associação do efeito grafitizante do cobre pode vir a garantir uma maior nodularidade do que a observada para as ligas inoculadas com o FeSi75A, mantendo as propriedades mecânicas pelo menos semelhantes às obtidas neste trabalho, com boas possibilidades de melhora, principalmente na tenacidade à fratura, pela tendência de uma maior retenção de austenita estável quando da adição de cobre no ferro fundido nodular austemperado.

2) Estudar com maior profundidade o micromecanismo atuante na fratura e analisar quantitativamente a participação na tenacidade à fratura das microcavidades dúcteis (*dimples*) e das facetas de clivagem e/ou quase-clivagem. Para isto, é claro que se deverá trabalhar com diferentes ligas e/ou mudanças nas variáveis que controlam a matriz ausferrítica obtida, ou seja, temperatura de austenitização, temperatura de austêmpera e tempo na temperatura de austêmpera.

7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALAGARSAMY, A. Influence of Section Size on Microstructure and Mechanical Properties. In: Ductile Iron Handbook, Cap. 12. American Foundryman Society Inc., Illinois, 1992.
- ARANZABAL, J., Gutierrez, I., Rodriguez-Ibabe, J. M. e Urcola, J. J. Influence of Heat Treatments on Microstructure and Toughness of ADI. Materials Science and Technology, vol. 8, pp. 263-273, March, 1992.
- ASTM. ASTM A 436-78 - Standard Specification for Austenitic Gray Iron Castings. Annual Book of ASTM Standards, vol.03.05, 1978.
- ASTM. ASTM E 813-81 - Standard Test for J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness. Annual Book of ASTM Standards, vol.03.01, 1981.
- ASTM. ASTM E 616-89 - Terminology Relating to Fracture Testing. Annual Book of ASTM Standards, vol.03.01, 1989.
- ASTM. ASTM E 399-90 - Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. Annual Book of ASTM Standards, vol.03.01, 1990.
- ASTM. ASTM E 8M-95 - Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, vol.03.01, 1995.

- BAHMANI, M., Elliot, R. e Varaham, N. The Austempering Kinetics and Mechanical Properties of an Austempered Cu-Ni-Mo-Mn Alloyed Ductile Iron. Journal of Materials Science, vol. 32, pp. 4783-4791, 1997.
- BARTOSIEWICS, L., Krause, A. R., Kovacs, B. e Putatunda, S. K. Fatigue Crack Growth Behaviour of Austempered Ductile Cast Iron. AFS Transactions, vol.90, pp. 135-142, 1982.
- BARTOSIEWICS, L., Singh, I., Alberts, F. A., Krause, A. R. e Putatunda, S. K. The Influence of Chromium on Mechanical Properties of Austempered Ductile Cast Iron. Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 4(1), pp. 90-101, February, 1995.
- BAUMER, I. e Guedes, L. C. Ferros Fundidos Nodulares Bainíticos - Efeito da Temperatura e do Tempo de Austêmpera nas Propriedades Mecânicas. Metalurgia, vol. 45, nº 383, pp. 1018-1027, Outubro, 1989.
- BROMAGE, K. Present Position of Copper in Cast Iron. Foundry Trade Journal, 123(2661):841-45, Dec. 7, 1967.
- BUTTNER, F. H., Taylor, H. F., and Wulff, J. American Foundryman, vol. 21, nº 2, p. 77, 1952 . In: Keverian, J., Taylor, H. F. and Wulff, J. Experiments on Spherulite Formation in Cast Iron. American Foundryman, vol. 23, pp. 85-91, June, 1953.
- CALLISTER Jr., W. D. Materials Science and Engineering, Cap. 8. Ed. John Wiley & Sons Inc. New York, 1997.
- CARVALHO Jr., D., Souza, J. A., Meier, P. R., Soares, U., Warmilig, G. Obtenção de Ferro Fundido Nodular Bainítico. ABM, pp. 01-42, 1985.

- CHAVES FILHO, L. M., Pieske, A., e Castro, C. P. Avaliação do Comportamento de alguns Inoculantes para Ferros Fundidos Cinzentos. Escola Técnica Tupy, Joinville, 1975.
- CUEVA-GALARRÁGA, E. D. e Tschiptschin, A. P. Estabilidade da Austenita em Ferros Fundidos Nodulares Austemperados de Baixo Teor de Mn. Anais do 13º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, Curitiba, 1998.
- DIAS, A. G. e Alves, S. M. A Nodulização de Ferros Fundidos através da Utilização de Magnésio Puro. Anais COFUN/ABM, São Paulo, pp. 99-104, Setembro, 1982.
- DORAZIL, E. and Holzmann, M. Fracture Behaviour of Austempered Ductile Iron. 1991 World Conference on Austempered Ductile Iron, Chicago, pp. 32-66, March 12-14, 1991.
- DORAZIL, E., Podrábsky, T. e Svejcar, J. Micro-inhomogeneity of Low-alloy Austempered Ductile Cast Iron Matrix. AFS Transactions, vol. 100, pp. 765-774, 1992.
- DUCTILE IRON MARKETING GROUP. Ductile Iron Data for Engineers. Published by Rio Tinto Iron & Titanium, 1990.
- DUCTILE IRON MARKETING GROUP. Ductile Iron Design Engineers Digest. Published by Rio Tinto Iron & Titanium, 1997.
- ELDOKY, L. M. e Voigt, R. C. Fracture of Ferritic Ductile Cast Irons. AFS Transactions, pág. 365, 1985.
- EVEREST, A. B. International Proposals for Cast Iron Graphite Classification (International Committee of Foundry Technical Associations). AFS Transactions, vol. 70, pp. 210-217, 1962.

- FAN, Z K. e Smallman, R. E. Some Observations on the Fracture of Austempered Ductile Iron. *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 31, nº 2, pp. 137-142, 1994.
- FATAHALA, N., Bahi, S. and Hussein, O. Metallurgical Parameters, Mechanical Properties and Machinability of Ductile Cast Iron. *Journal of Materials Science*, vol. 31, pp. 5765-5772, 1996.
- FAUBERT, G. P., Moore, D. J. e Rundman, K. B. Austempered Ductile Iron - Microstructure and Mechanical Properties of High Alloy Heavy Section Casting (Part I). 1991 World Conference on Austempered Ductile Iron, Chicago, pp. 129-175, March 12-14, 1991.
- FIGUEROA, H. H. Fabricação de Peças em Ferro Fundido Nodular pelo Processo "in mold". ABM/COFUN, São Paulo, pp. 81-97, Setembro, 1982.
- FINARDI, J. Ligas Empregadas na Nodulização de Ferros Fundidos. *Metalurgia*, vol.40, nº 314, pp. 33-37, Janeiro, 1984.
- FROELICH, A. R., Warmiling, G. e Strohaecker, T. R. Influência do Número de Células Eutéicas sobre a Tenacidade à Fratura de Ferros Fundidos Nodulares Perlíticos. *Anais do CONAF-97*, 1997.
- GOODRICH, G. M. Ductile Iron Casting Defects. In: *Ductile Iron Handbook*, Cap. 14. American Foundryman Society Inc., Illinois, 1992.
- GRECH, M., Bowen, P. e Young, J. M. Effect of Austempering Temperature on The Fracture Toughness and Tensile Properties of an ADI Alloyed with Copper and Nickel. 1991 World Conference on Austempered Ductile Iron, Chicago, pp. 338-374, March 12-14, 1991.

- GRECH, M. e Young, J. M. A Temperatura de Austêmpera dá Ductilidade e Resistência ao FoFo. Fundição e Serviços, pp.38-51, Junho/Julho, 1993 (Traduzido por Antonio Augusto Gorni, artigo apresentado como conferência no 94º Encontro Anual da AFS - Sociedade Americana de Fundidores, 1990).
- GUEDES, L. C., Guesser, W. L., Duran, P. V. e Souza Santos, A. B. Utilização de Ferros Fundidos Nodulares Bainíticos na Fabricação de Engrenagens. Metalurgia, vol. 42, nº 341, pp. 237-244, Abril, 1986.
- HARDING, R. A., Campbell J. e Saunders, N. J. The Inoculation of Ductile Iron - A Review of Current Understanding. Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing, Ranmoor House, University of Sheffield, pp. 489-493, July, 1997.
- HASSE, S. ADI, um Material Ideal para a Produção de Peças com Paredes Espessas. Fundição e Serviços, pp. 62-74, Julho, 1998 (Traduzido por Themístocles Rodrigues Jr., publicado originalmente na revista alemã *Giesserei-Praxis*, edição 7/9, 1997).
- HECHT, M. Forma da Grafita Define Propriedades Mecânicas dos Ferros Nodulares. Fundição e Serviços, pp.20-35, Abril, 1997 (Traduzido por Themístocles Rodrigues Jr., publicado originalmente na revista alemã *Giesserei-Praxis*, edição 5, 1996).
- HENDERSON, H. E. Postinoculation. In: Ductile Iron Handbook, Cap. 10. American Foundryman Society Inc., Illinois, 1992.
- JACOBS, M. H., Law, T. J., Melford, D. A. e Stowell, M. J. Metals Technology, pp. 490-500, Novembro, 1974. In: Harding, R. A., Campbell J. e Saunders, N. J. The Inoculation of Ductile Iron - A Review of Current Understanding.

- Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing, Ranmoor House, University of Sheffield, pp. 489-493, July, 1997.
- JAVOID, A. e Loper Jr., C. R. Production of Heavy-Section Ductile Cast Iron. AFS Transactions, pp. 135-150, 1995.
- JEN, K., P., Wu, J. e Kim, S. Study of Fracture and Fatigue Behavior of Austempered Ductile Iron. AFS Transactions, vol. 133, pp. 833-846, 1992.
- KARSAY, S. I. and Schelleng, R. D. Heavy Ductile Iron Castings Composition Effect on Graphite Structure. AFS Transactions, vol. 69, pp. 672-679, 1961.
- KEOUGH, J. R. The Development, Processing and Application of Austempered Ductile Iron. 1991 World Conference on Austempered Ductile Iron, Chicago, pp. 638-658, march 12-14, 1991.
- KEVERIAN, J., Taylor, H. F. and Wulff, J. Experiments on Spherulite Formation in Cast Iron. American Foundryman, vol. 23, pp. 85-91, June, 1953.
- KOBAYASHI, T. e Yamada. S. Effect of Holding Time in the ($\alpha + \gamma$) Temperature Range on Toughness of Specially Austempered Ductile Iron. Metallurgical and Materials Transactions, vol. 27A, pp. 1961-1971, July, 1996.
- KOVACS, B. V. Heat Treatment. In: Ductile Iron Handbook, Cap. 13. American Foundryman Society Inc., Illinois, 1992.
- KOVACS, B. V. Adoção de uma Terminologia Universal pode Facilitar Estudos sobre o ADI. Fundação e Serviços, pp. 40-46, Dezembro, 1997 (Traduzido por Themístocles Rodrigues Jr., publicado originalmente na revista alemã *Giesserei-Praxis*, edição 1/2, 1996).
- KOVACS, B. V. The Effects of Alloying Elements and their Segregation in ADI. 1991 World Conference on Austempered Ductile Iron, Chicago, pp. 241-270, March 12-14, 1991.

- KRISHNARAJ, D., Narasimhan, H. N. L., e Seshan, S. Structure and Properties of ADI as Affected by Low Alloy Additions. AFS Transactions, pp. 105-112, 1992.
- KRISHNARAJ, D. e Seshan, S. Influence of Austempering Variables on the Structure and Properties of Unalloyed ADI. AFS Transactions, vol. 119, pp. 767-776, 1995.
- LALICH, M. J., and Loper, C. R., Jr. Effects of Pearlite- Promoting Elements on the Kinetics of the Eutectoid Transformation in Ductile Cast Irons. AFS Transactions, vol. 81, pp. 217-228, 1973.
- LAZARDIZ, N., Nanstad, R. K., Worsala, F. J. e Loper Jr., C. R. Determination of the Fracture Behaviour of Ductile Cast Irons for Failure Analysis Purposes. AFS Transactions, pág. 277, 1977.
- LIN, Y. F., Lui, T. S. e Chen, L. H. The Effect of Triaxial Stress on Ductility and Fracture Morphology of Ferritic Spheroidal Graphite Cast Iron. Metallurgical and Materials Transactions, vol. 25A, pp. 821-825, April, 1994.
- LITTLE, A. e Heine, H. J. The Fracture Toughness of Malleable and Ductile Iron. In: The Metallurgy of Cast Iron. Georgi Publishing Company, Switzerland, 1974.
- LIU, S. L., Loper Jr., C. R., e Witter, T. H. The Role of Graphitic Inoculants in Ductile Iron. AFS Transactions, pp. 899-906, 1992.
- LOPER Jr., C. R. and Heine, R. W. The Effect of Processing Variables on Ductile Iron Quality. AFS Transactions, vol.73, pp. 488-496, 1965.
- LOPER Jr., C. R. Processing and Control of Ductile Cast Iron. Modern Casting, nº. 21, pp. 1-7, 1969.
- MACHADO, D. H. Ligas para Ferro Cinzento e Nodular. Fundição, pp. 32-35, Maio, 1980.

- MEHL, R. The Growth of Metal Crystals. In: Solidification of Metals and Alloys. American Institute of Mining & Metallurgical Engineers, New York, 1951.
- MERCHANT, H. D. Eutetic cells in Cast Iron Structure and Delineation. AFS Transactions, pp.973-992, 1962.
- MILLIS, K. D. The Invention of Ductile Iron - In Millis' Own Words. Modern Casting, pp. 41-44, October, 1998.
- MOORE, D. J., Rouns, T. N. e Rundman, K. B. Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron. AFS Transactions, pp. 705-718, 1992.
- MORROGH, H. Production of Nodular Graphite Structures in Gray Cast Irons. AFS Transactions, vol. 56, pp. 72-90, 1948.
- MORROGH, H. and Williams, W. J. Journal of the Iron and Steel Institute, pp.321-371, March, 1947. In: Morrogh, H. Production of Nodular Graphite Structures in Gray Cast Irons. AFS Transactions, vol. 56, 1948.
- MORROGH, H. and Williams, W. J. 44th Annual Meeting, Institute of British Foundrymen, paper nº 875, 1947. In: Morrogh, H. Production of Nodular Graphite Structures in Gray Cast Irons. AFS Transactions, vol. 56., 1948.
- MORROGH, H. and Williams, W. J. Journal of the Iron and Steel Institute, vol.155, p.349, 1947. In: Keverian, J., Taylor, H. F. and Wulff, J. Experiments on Spherulite Formation in Cast Iron. American Foundryman, vol. 23, pp. 85-91, June, 1953.
- MORROGH, H. Progress and Problems in the Understanding of Cast Irons. AFS Transactions, vol. 70, pp.449-458, 1962.
- MOURA BRANCO, C. A. G. Mecânica dos Materiais. Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 1985.

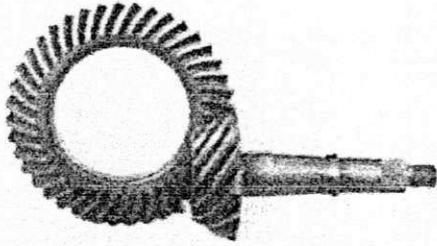
- MULLINS, J. D. Engineering Properties, Specifications and Physical Constants of Specific Ductile Irons. In: Ductile Iron Handbook, Cap. 2. American Foundryman Society Inc., Illinois, 1992.
- NANSTAD, R. K., Worzala, F. J. e Loper JR., C. R. Fracture Toughness Testing of Nodular Cast Irons. AFS Transactions, vol. 82, pp. 473-486, 1974.
- NIPPER, H. Giesserei, vol. 22, p. 280, 1935. In: Keveryan, J., Taylor, H. F. and Wulff, J. Experiments on Spherulite Formation in Cast Iron. American Foundryman, vol. 23, pp. 85-91, June, 1953)
- OLAH NETO, A., Korb, C. F., Santana, P. I., Bernardini, P. A. N. e Souza, W. Comparação entre os Processos de Nodulação Sanduíche e Tampa Intermediária. Metalurgia, vol. 42, nº 343, pp. 395-400, Junho, 1982.
- PELLEG, J. Copper in Cast Iron. The British Foundryman, 56(11): 482-86, Nov., 1963.
- SEABRA, A. V., Oliveira, M. M. e Soares, L. Metalografia Quantitativa: Determinação Quantitativa da Grafita. Laboratório Nacional de Engenharia Civil, Lisboa, Memória nº 564, 1981.
- SIKORA, J. A., Dall'O H. A. e Uriburu, G. ADI in Argentina: Development and Applications. 1991 World Conference on Austempered Ductile Iron, Chicago, pp. 75-89, March 12-14, 1991.
- SKALAND, T. A model for the Graphite Formation in Ductile Cast Iron. Doctoral Thesis. Metallurgisk Institutt, Trondheim, Norway, 1992. In: Harding, R. A., Campbell J. e Saunders, N. J. The Inoculation of Ductile Iron - A Review of Current Understanding. Proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing, Ranmoor House, University of Sheffield, pp. 489-493, July, 1997.

- SOUZA SANTOS, A. B. Processo de Nodulização de Ferros Fundidos. Tecnologia em Fundição, pp. 41-59, Setembro, 1982.
- SOUZA SANTOS, A. B., Beckert, E. A., Fenilli, R. e Pieske, A. Processos de Nodulização de Ferros Fundidos. Metalurgia, vol. 39, nº 311, pp. 521-526, Outubro, 1983.
- STENBACKA, N. On Relationship between Yield Stress and Fracture Toughness in Low Carbon Structural Steels. Scandinavian Journal of Metallurgy, vol. 9, pp. 10-16, 1979.
- SUGIYAMA, N., Goossens, L. J. M., Pieske, A. e Chaves Filho, L. M. Influência do Manganês na Produção de Ferro Fundido Nodular. Metalurgia, vol. 28, nº 171, pp. 149-157, 1972.
- TETELMAN, A. S. e McEvily Jr., A. J. Fracture of Structural Materials. Ed. John Wiley & Sons Inc., New York, 1967.
- VOIGT, R. C., e Eldoky, L. M. Crack Initiation and Propagation in As-Cast and Fully Pearlitic Cast Irons. AFS Transactions, pág. 637, 1986.
- VOIGT, R. C. e Holmgren, S. D. Os Mecanismos de Propagação de Trincas em Ferros Fundidos. Fundição e Serviços, Janeiro, 1997 (Traduzido por Antonio Augusto Gorni, artigo apresentado como palestra técnica no 98º Congresso da AFS - Sociedade Americana de Fundidores, 1990).

ANEXOS

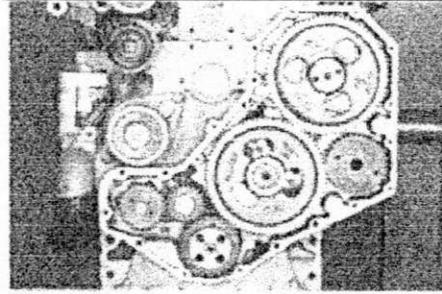
Anexo 1 – Exemplos de aplicação do ferro fundido nodular.

Anexo 1 – Exemplos de aplicação do ferro fundido nodular.
(Ductile Iron Marketing Group, 1997)

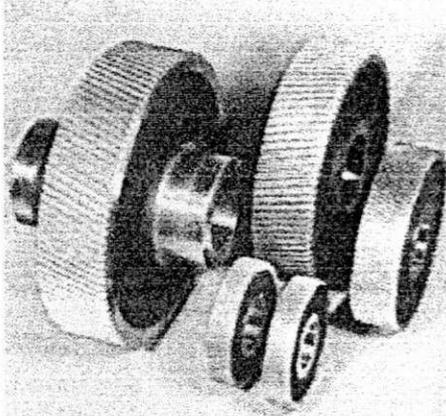


Cortesia: General Motors Corp, Central Foundry Div., Saginaw, Michigan, USA

Engrenagens axiais hipóides: a conversão para ADI, no lugar do aço forjado, levou a menor custo de produção, melhor usinabilidade e redução de peso.

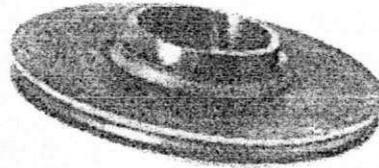


Engrenagens reguladoras fabricadas em ADI para máquinas diesel Cummins Série B. Substituiu o aço forjado e a camada de aço cementada com uma redução de 30% no custo.



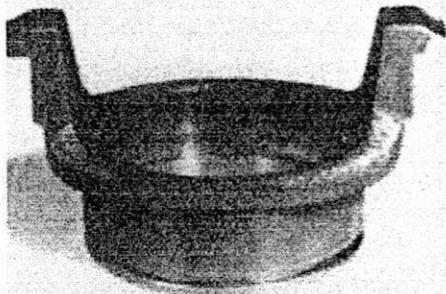
Cortesia: Hogfors Industries Ltd., Finland

Engrenagens em ADI para as especificações K9805 patenteadas.



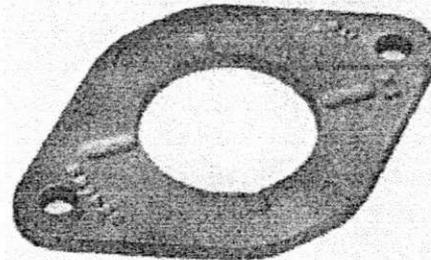
Cortesia: Parten Machinery Co., Minneapolis, MN

Esta polia em peça única de ferro fundido nodular substituiu quatro partes das quais era composta anteriormente. O redesenho reduziu o custo total de \$251 por unidade para \$75. O ferro fundido nodular 100-70-03 foi selecionado devido a sua boa resposta ao tratamento Tufftride.



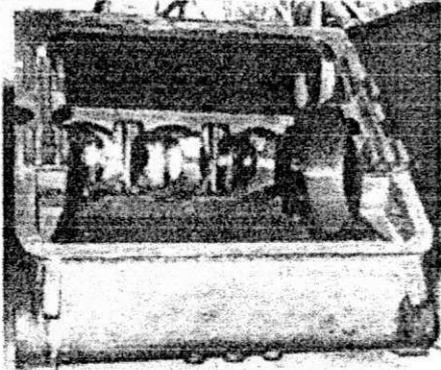
Cortesia: Fichtel & Sachs, Germany

O ferro fundido nodular pode ter sua superfície prontamente endurecida para 55 Rc, atendendo aos requisitos de desempenho desta luva-fixador.



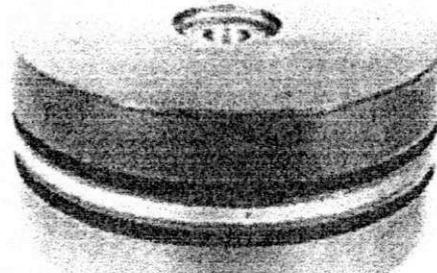
Cortesia: Dana Corp., USA

Uma chapa de pressão de um eixo de came é exposta a severo desgaste abrasivo. A razão para usar o ferro fundido nodular foi a combinação de resistência ao desgaste e usinabilidade.



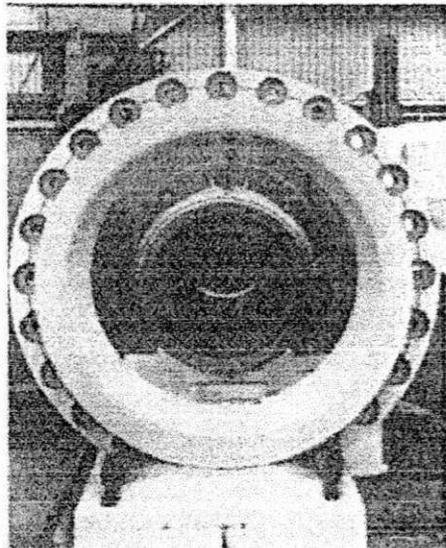
Cortesia: Gardner Denver Co., U.S.A.

O projeto original da carcaça de bomba de 1,000 H.P. era em aço. Com a conversão para ferro fundido nodular obteve-se maior uniformidade na distribuição de tensões, menor custo de produção e melhorou a razão resistência-peso (O peso foi reduzido em aproximadamente 46%).



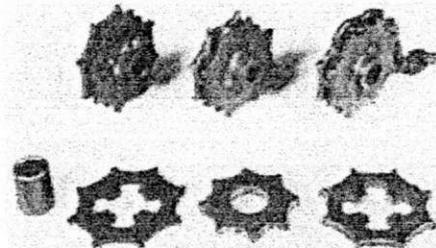
Cortesia: Gardner Denver Co., USA

Pistões para compressores de alta pressão e baixa velocidade foram originalmente fundidos em peça única com paredes de 19mm. Conforme exigiu-se velocidades mais altas, foi necessário produzir pistões mais leves e mais resistentes, o que foi obtido através da produção de pistões de ferro fundido nodular e redução da espessura da parede para 5 a 6mm.



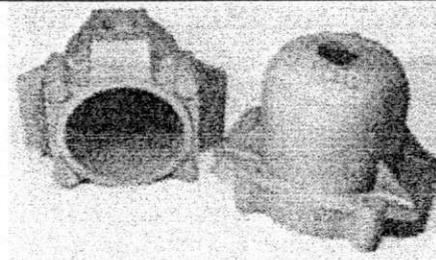
Cortesia: C.A. Parsons & Co., Ltd., England

O anel de assento é componente do equipamento de popa de um avançado projeto naval. Para suprir a necessidade de elevada resistência mecânica aliada a boa resistência à corrosão em ambientes salinos, o material selecionado para fabricação foi o ferro fundido nodular austenítico (British Standard BS3468-AUS 202A).



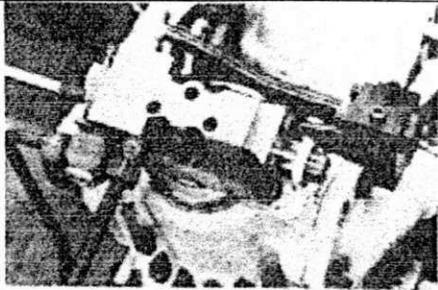
Cortesia: Ausherman Manufacturing Co., USA

Esta corrente articulada é de um grande macaco usado para desempenar carcaças de automóveis e caminhões.



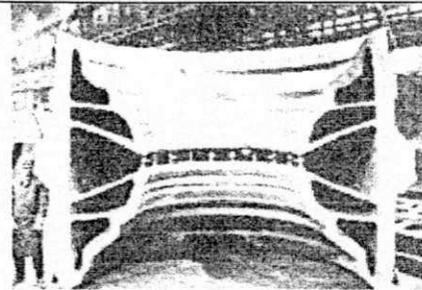
Cortesia: S.K.F., Katrineholm, Sweden

No projeto das caixas de mancais a resistência à compressão é um fator importante. A vantagem adicional do ferro fundido nodular, com relação ao aço, é a melhor usinabilidade e o amortecimento de vibrações.



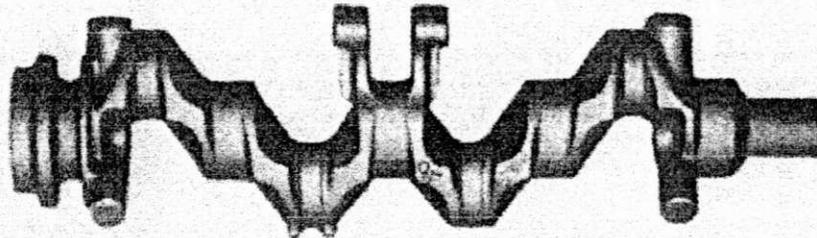
Cortesia: Von Roll, A.G., Klus, Switzerland

Camisa para dispositivos de controle hidráulico usados principalmente em ferramentas de máquinas pesadas. Esta camisa, usinada a partir de ferro fundido DIN 1693; GGG 60 (German Standard), deve resistir a 500 atm. de pressão interna (processo de fundição contínua).



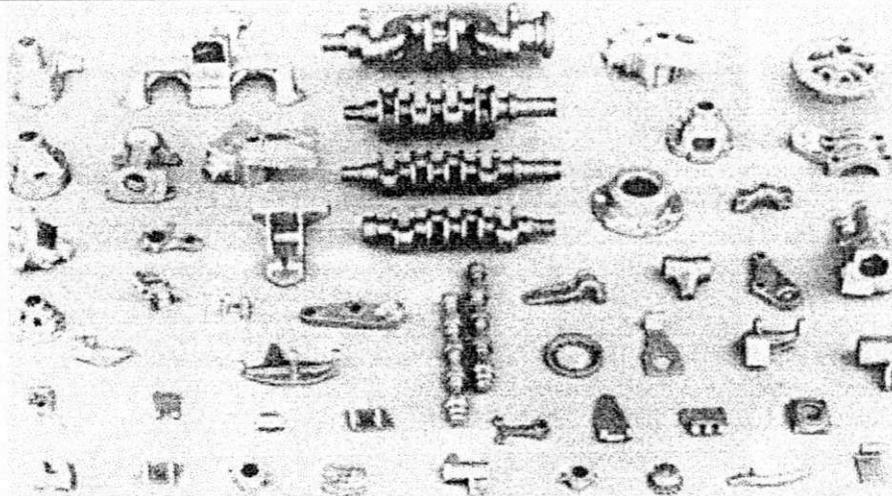
Cortesia: Salzgitter Huttenwerk, A.G., German

Camisa para seção de baixa pressão de uma turbina de 300 MW. Peso: 48 t. O sucesso do ferro fundido nodular para esta aplicação é atribuído a sua boa resistência mecânica a temperaturas elevadas, particularmente a tensão de escoamento. A fundição permitiu gerar contornos internos que seriam praticamente impossíveis de usar.



Cortesia: Pontiac Motor Division, General Motor Corp.

Virabrequim reprojetoado, usado no Pontiac 2.5 motor L4. De acordo com os projetistas, o novo ferro fundido nodular é 23% mais leve do que o original. A substituição foi realizada sem comprometimento da integridade ou durabilidade do virabrequim.



Cortesia: Toyota Motors Corporation, Japan (componentes em ferro fundido nodular).

As principais razões para seleção desse material são: fusibilidade, usinabilidade, resistência em serviço, amortecimento de vibrações, temperabilidade superficial, ampla faixa de resistência, etc. Além disso, sendo o módulo de elasticidade do material usado menor que do aço, as tensões devido a inevitável mau alinhamento são menores.

Anexo 2 – Especificações para ferros fundidos nodulares.

**Anexo 2 – Especificações para ferros fundidos nodulares
(Ductile Iron Marketing Group, 1997).**

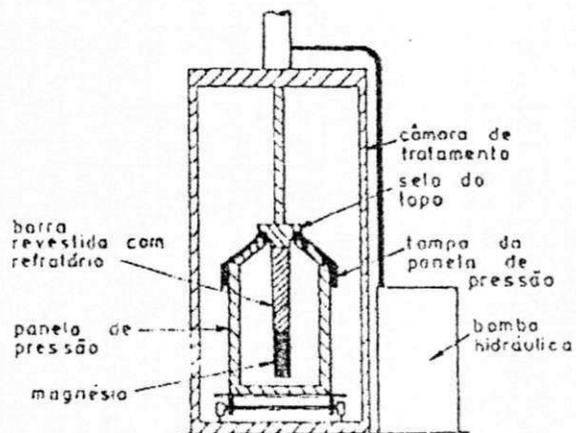
Propriedades físicas do ferro fundido nodular e materiais alternativos									
Propriedade	Unidade	Ferro fundido nodular					Aço fundido (0.3% C)	Ferro fundido maleável	Ferro fundido cinzento*
		120-90-02	100-70-03	80-55-06	65-45-12	60-40-18			
Temperatura solidus	°F	2,100	2,100	2,100	2,100	2,100	2,650	2,050	2,140
Gravidade específica	lb/in ³	0.25	0.25	0.25	0.25	0.25	0.283	0.265	0.25
Expansão térmica linear	°F/10 ⁶	6.0	6.0	6.0	6.0	6.0	7.0	6.7	5.8
Amortec. de vibrações	-	Bom	Bom	Bom	Bom	Muito bom	Fraco	Bom	Excelente
Calor de fusão	BTU/lb	55	55	55	55	55	108	55	55
Calor específico	BTU/lb°F	0.15	0.15	0.14	0.13	0.13	0.11	0.12	0.13
Condução térmica (temp amb)	Cal/cm sec °C	0.06	0.06	0.08	0.09	0.10	0.11	0.14	0.11
Propriedades magnéticas									
Permeabilidade máxima a 5000 Gauss	Oersted	290	290	570	2,100	2,100	-	2,350	800
Indução de saturação em 10 ⁴ Oersted	Gauss	-	-	17,600	18,000	18,000	-	-	16,000
Perda por histerese	Erg/cm ³ /cycle	-	30	30	5	5	100	20	30
Propriedades mecânicas									
Tensão de escoamento	psi	(0.62 to 0.75) x Ultimate Tensile Strength					30,500	(0.65-0.8) x UTS	-
Módulo de elasticidade	psi x 10 ⁶	25.7	25.7	25.2	23.8	23.8	30.5	25	18.3
Resistência à torção	psi	108,000	90,000	72,000	58,000	50,000	-	34,000	60,000
Módulo de rigidez	psi x 10 ⁶	9.6	9.6	9.6	9.3	9.1	11.4	11	7.1
* A medium-high strength gray iron was selected for comparison purposes.									

Resumo das especificações para o ferro fundido nodular (ASTM A536-80)							
Classe	σ_{US} (ksi)	σ_{YS} (ksi)	ϵ (%)	Tratamento térmico	Outros requisitos	Usos	Aplicações típicas
60-40-18	60	40	18	Pode ser recozido	A composição química depende das propriedades mecânicas desejadas.	Resistência ao choque em temperaturas sub-zero.	Corpo de válvulas e bombas.
65-45-12	65	45	12	-		Amplamente usado em aplicações comuns.	Peças usinadas sujeitas ao choque e à fadiga
80-50-06	80	55	6	-		Endurecimento por indução e por chama.	Caixas de câmbio, engrenagem e cilindro
100-70-03	100	70	3	Geralmente normalizado		Melhor combinação de resistência mecânica e ao desgaste.	Compon. automotivos e engrenagens de alta resistência
120-90-02	120	90	2	Temperado e revenido		Máxima resistência mecânica e ao desgaste	Pinhões, engrenagens, cilindros e lâminas.

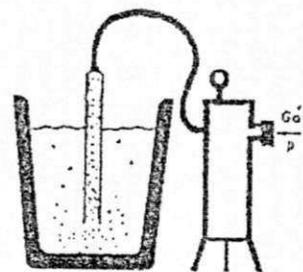
Resumo das especificações para o ferro fundido nodular austenítico (ASTM A439-84)					
Classe	σ_{US} (ksi)	σ_{YS} (ksi)	ϵ (%)	Dureza BHN	Aplicação
D-2	58	30	8	139	Valve stem bushings, valve and pump bodies in petroleum, salt water and caustic service, manifolds, turbocharger housings, air compressor parts.
				202	
D-2B	58	30	7	148	Turbocharger housings, rolls.
				211	
D-2C	58	28	20	121	Electrode guide rings, steam turbine dubbing rings.
				171	
D-3	55	30	6	139	Turbocharger nozzles and housings, steam turbine diaphragms, gas compressor diffusers.
				202	
D-3A	55	30	10	131	High temperature bearing rings requiring resistance to galling.
				193	
D-4	60			202	Diesel engine manifolds, manifold joints.
				273	
D-5	55	30	20	131	Guidance system housings, gas turbine shroud rings, glass rolls.
				185	
D-5B	55	30	6	139	Optical system mirrors and parts for dimensional stability, stators for compressors.
				193	
D-5S	65	30	10	131	Manifolds, turbine housings, turbochargers where high temperatures and severe thermal cycling occur.
				193	
D-2M	65	30	30	121	Compressors, expanders pumps and other pressure-containing parts requiring a stable austenitic matrix at minus 423F (-234C)
				171	

Anexo 3 – Processos de tratamento de nodulização.

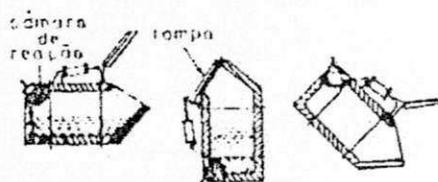
Anexo 3 – Processos de tratamento de nodulização (Souza Santos, 1982).



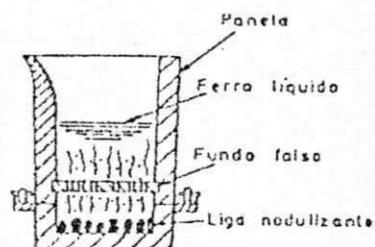
Panela de pressão



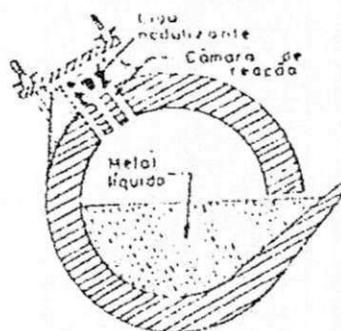
Processo de injeção



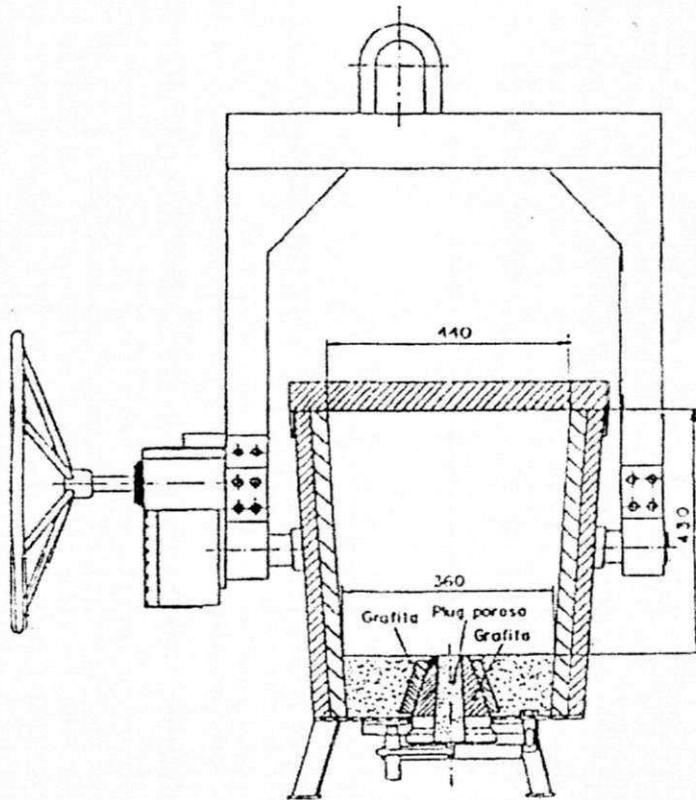
Conversor Geor Fischer



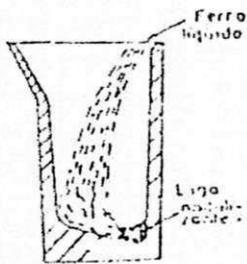
Panela dotada com grelha



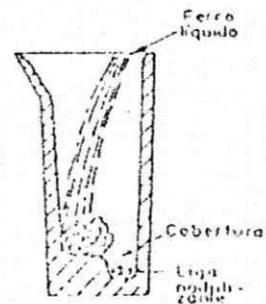
Panela rotativa



Processo plug poroso



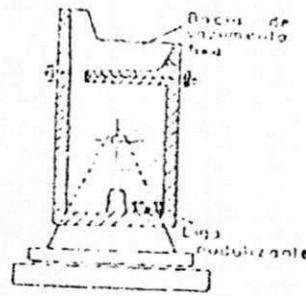
Processo de simples transferência



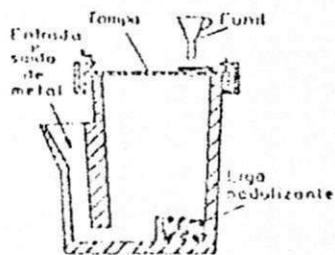
Processo sanduíche



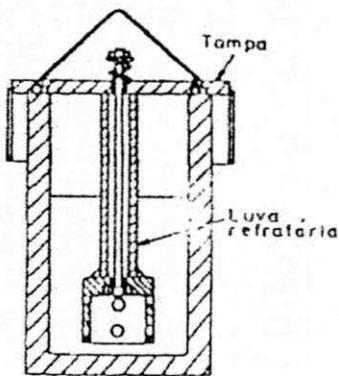
Panela convencional



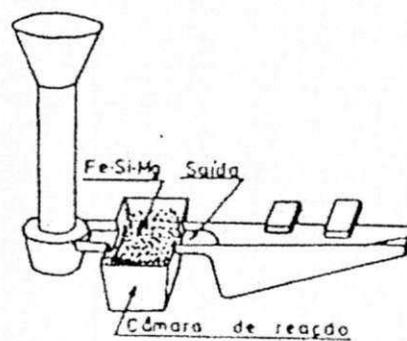
Panela com tampa fixa



Panela com bico de chaleira



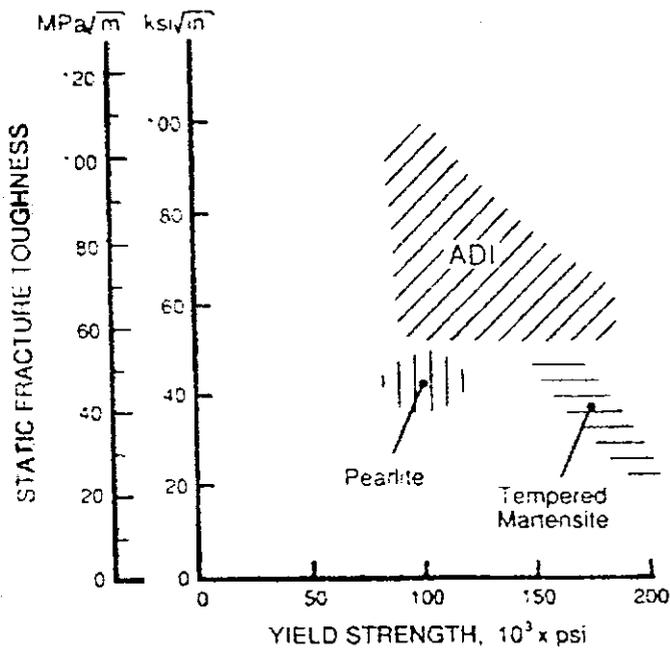
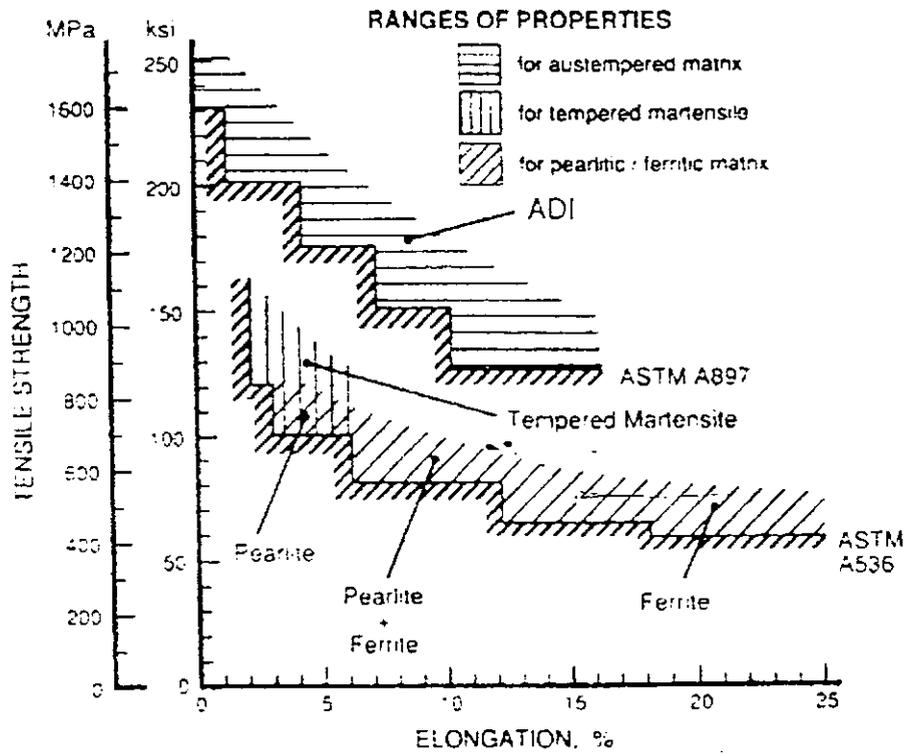
Processo de imersão por sino



Processo "in mold"

Anexo 4 – Propriedades mecânicas do ADI e de outros materiais.

Anexo 4 – Propriedades mecânicas do ADI e de outros materiais.
(Ductile Iron Marketing Group, 1999)



Fracture toughness of ADI and conventional Ductile Iron.

Comparação entre a tensão de escoamento, tenacidade à fratura e tolerância à falha entre o ADI, ferros dúcteis convencionais e austeníticos, e aços temperados e revenidos.

Liga	Tratamento térmico	σ_{ys} (MPa)	K_{Ic} (MPa \sqrt{m})	$(K_{Ic}/\sigma_{ys})^2$ (mm)
A-2	*850°C, 1h→ 260°C**	1205,4	73,49	3,72
	850°C, 1h→ 300°C	1107,4	68,62	3,84
	850°C, 1h→ 350°C	989,8	72,10	5,30
	850°C, 1h→ 400°C	744,8	72,91	9,58
	850°C, 1h→ 430°C	744,6	74,52	10,00
B-5	850°C, 1h→ 260°C	1029,0	75,18	5,34
	850°C, 1h→ 300°C	980,1	75,40	5,92
	850°C, 1h→ 350°C	793,7	73,68	8,62
	850°C, 1h→ 400°C	756,0	76,01	10,08
C-1	850°C, 1h→ 300°C	1151,5	86,00	5,58
C-3	850°C, 1h→ 300°C	1199,5	78,20	4,25
	850°C, 1h→ 350°C	900,3	61,60	4,68
	850°C, 1h→ 400°C	908,8	59,40	4,27
C-5	850°C, 1h→ 300°C	1118,2	85,74	5,88
Ferro dúctil	Ferrítico	269,0	42,80	25,30
	Ferrítico	331,0	48,30	21,30
	Perlítico	483,0	48,30	10,00
	80-60-03	432,0	27,10	3,90
	D7003	717,0	51,70	5,20
	Ni-resist D-5B	324,0	64,10	39,10
AISI*** 4140	870°C, 1h→ 204°C	1449,0	43,80	0,92
	870°C, 1h→ 280°C	1587,0	55,00	1,20
	870°C, 1h→ 396°C	1518,0	55,60	1,34
	1100°C, 1h→ 204°C	1380,0	65,05	2,22
	1100°C, 1h→ 246°C	1449,0	57,25	1,56
	1200°C, 1h→ 204°C	1380,0	89,12	4,18
	1200°C, 1h→ 246°C	1449,0	72,64	2,52
	1200°C, 1h→ 323°C	1414,5	53,30	1,42
	1200°C, 1h→ 348°C	1393,8	58,46	1,76
AISI*** 4340	870°C, 1h→ 200°C	1345,0	65,38	2,36
	870°C, 1h→ 280°C	1504,2	66,81	1,97
	870°C, 1h→ 350°C	1497,3	87,69	3,43
	870°C, 1h→ 400°C	1449,0	100,22	4,78
	1200°C, 1h→ 246°C	1380,0	90,55	4,31
	1200°C, 1h→ 280°C	1393,8	69,01	2,45
	843°C → 260°C	1642,2	48,79	0,88
	(OQ. 427°C	1421,4	84,47	3,53
	Tempered)			

*Temperatura de austenitização;

**Temperatura de austêmpera;

***Dados obtidos de: Damage Tolerance Design Handbook, Metals and Ceramics Information, Battle Columbus Laboratories, January, 1975.

**Anexo 5 – Curvas carga x deslocamento registradas
durante os ensaios de tração.**

Amostras L: ligadas com molibdênio

Amostras S: sem elementos de liga

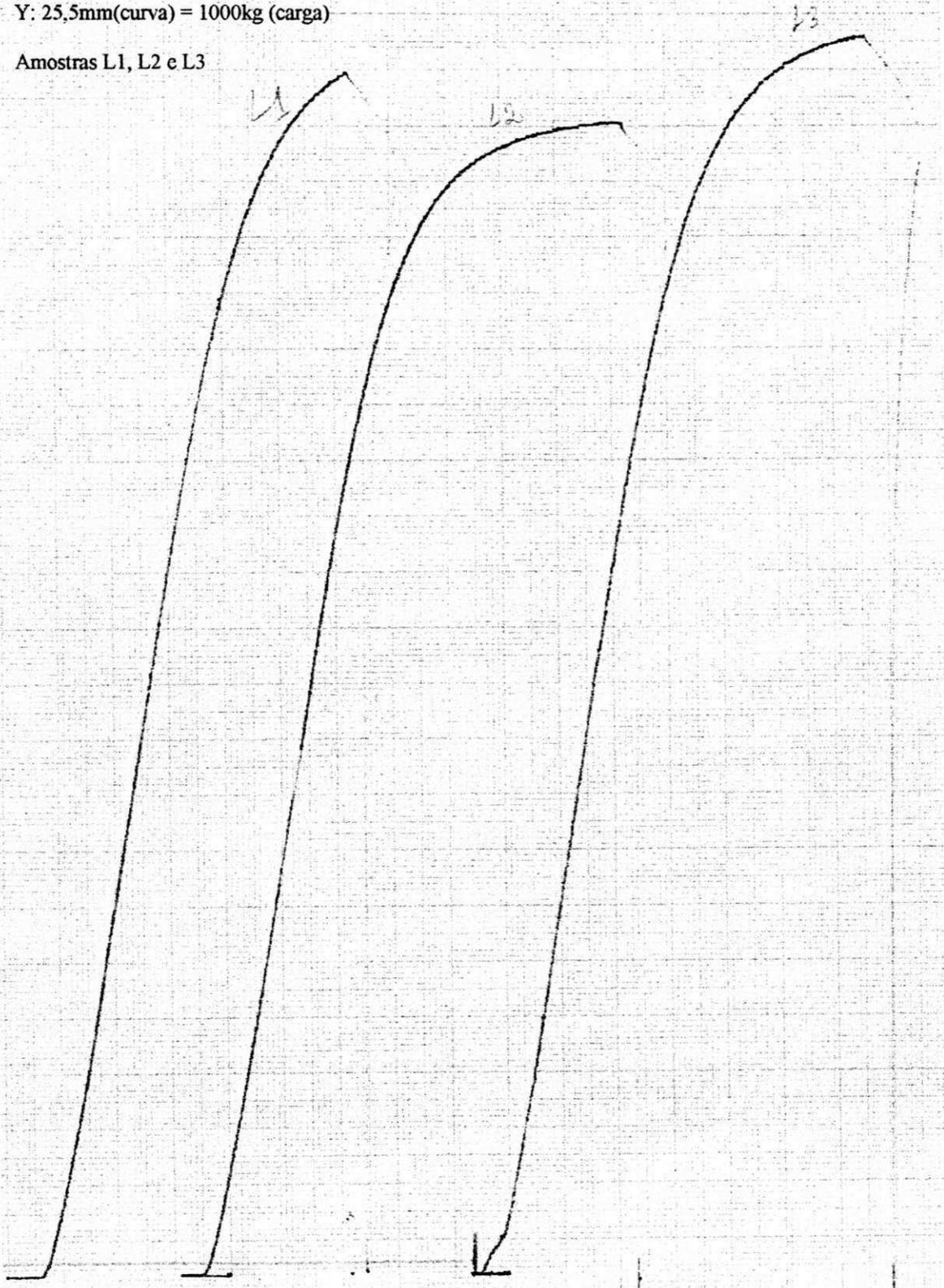
Amostras Cu0, Cu4 e Cu8: com 0.0, 0.4 e 0.8% de cobre, respectivamente.

Anexo 5 – Curvas carga x deslocamento (Ensaio de tração).

X: 24,3mm(curva) = 1mm (deslocamento)

Y: 25,5mm(curva) = 1000kg (carga)

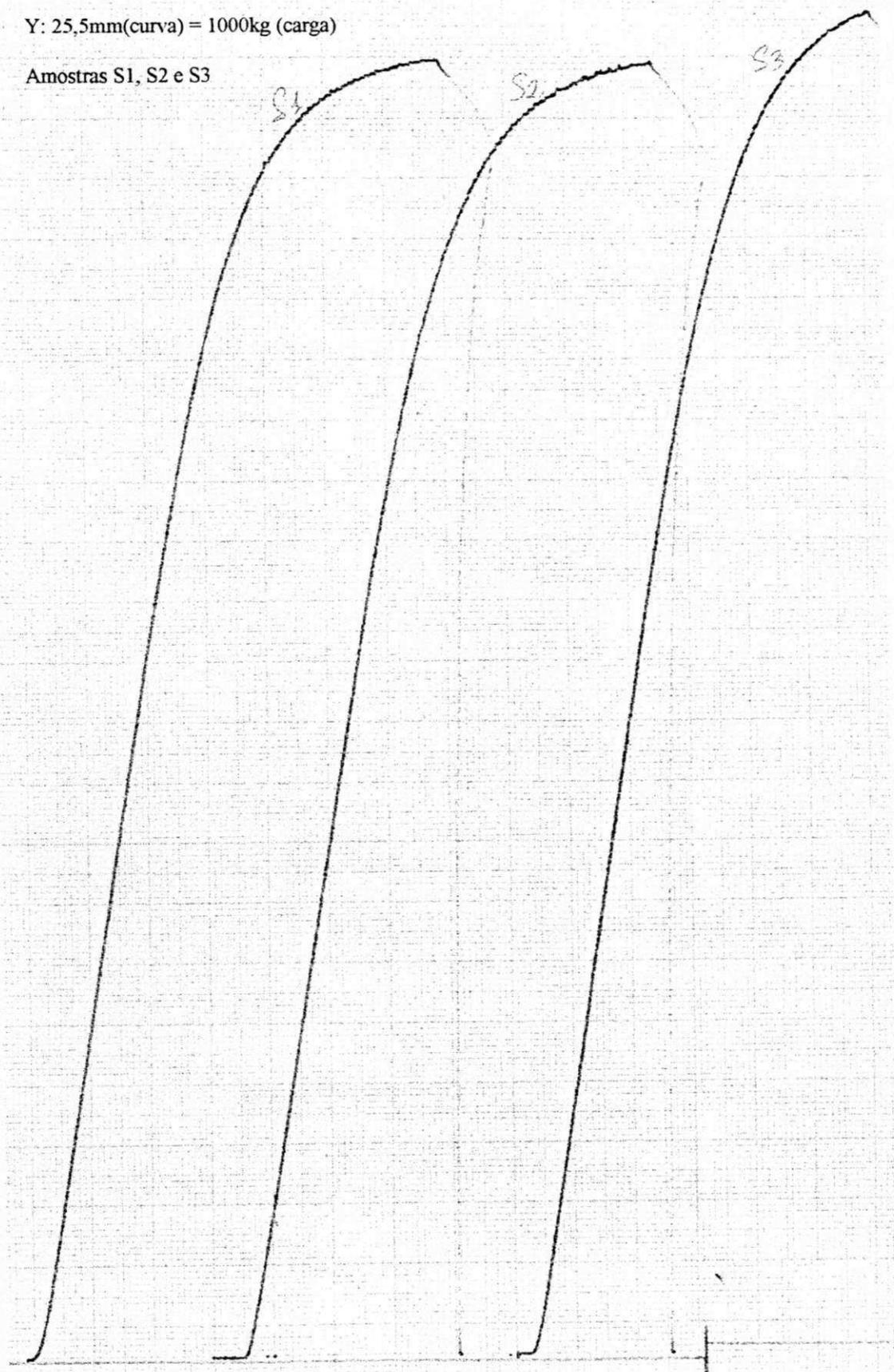
Amostras L1, L2 e L3

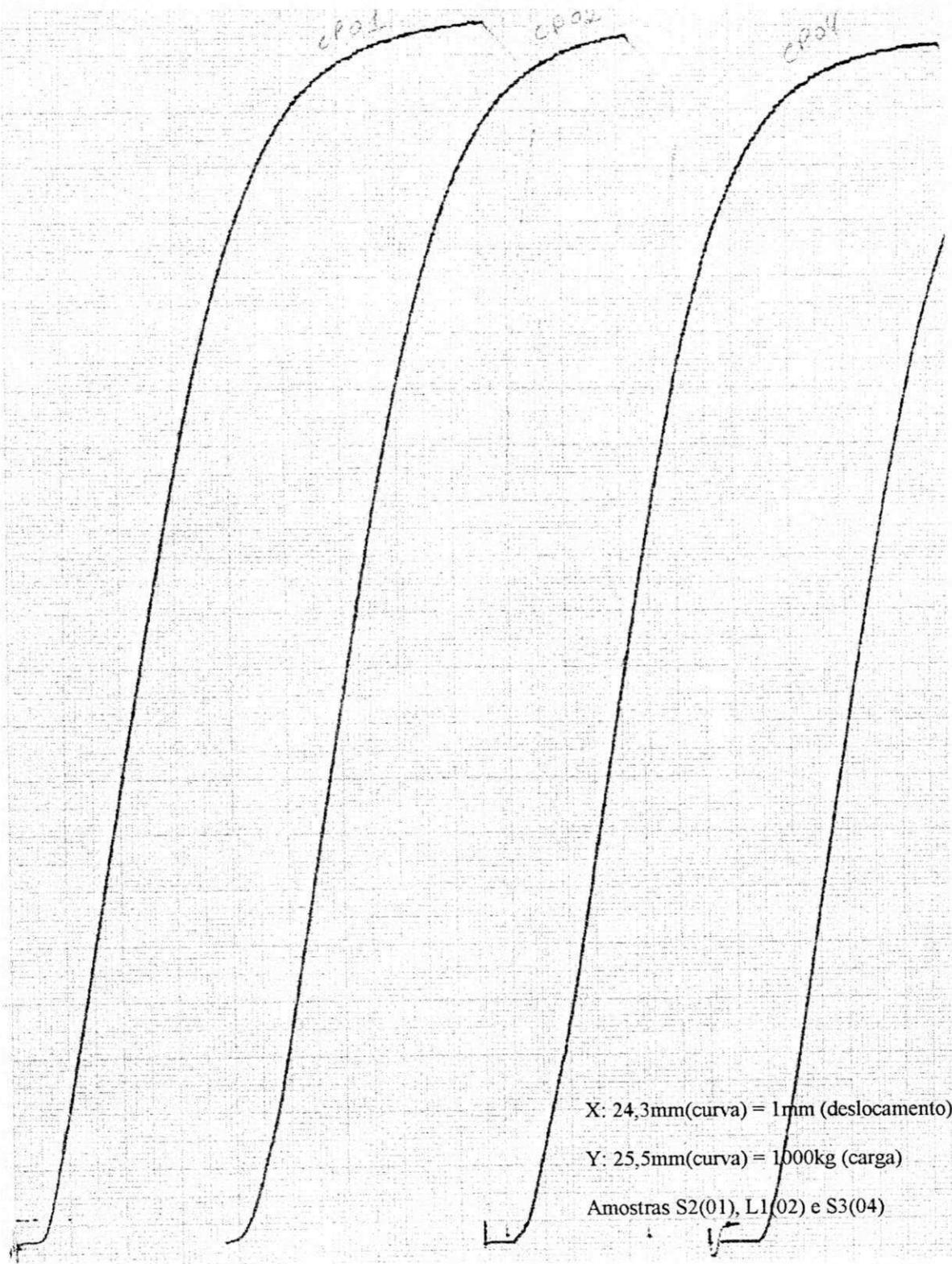


X: 24,3mm(curva) = 1mm (deslocamento)

Y: 25,5mm(curva) = 1000kg (carga)

Amostras S1, S2 e S3

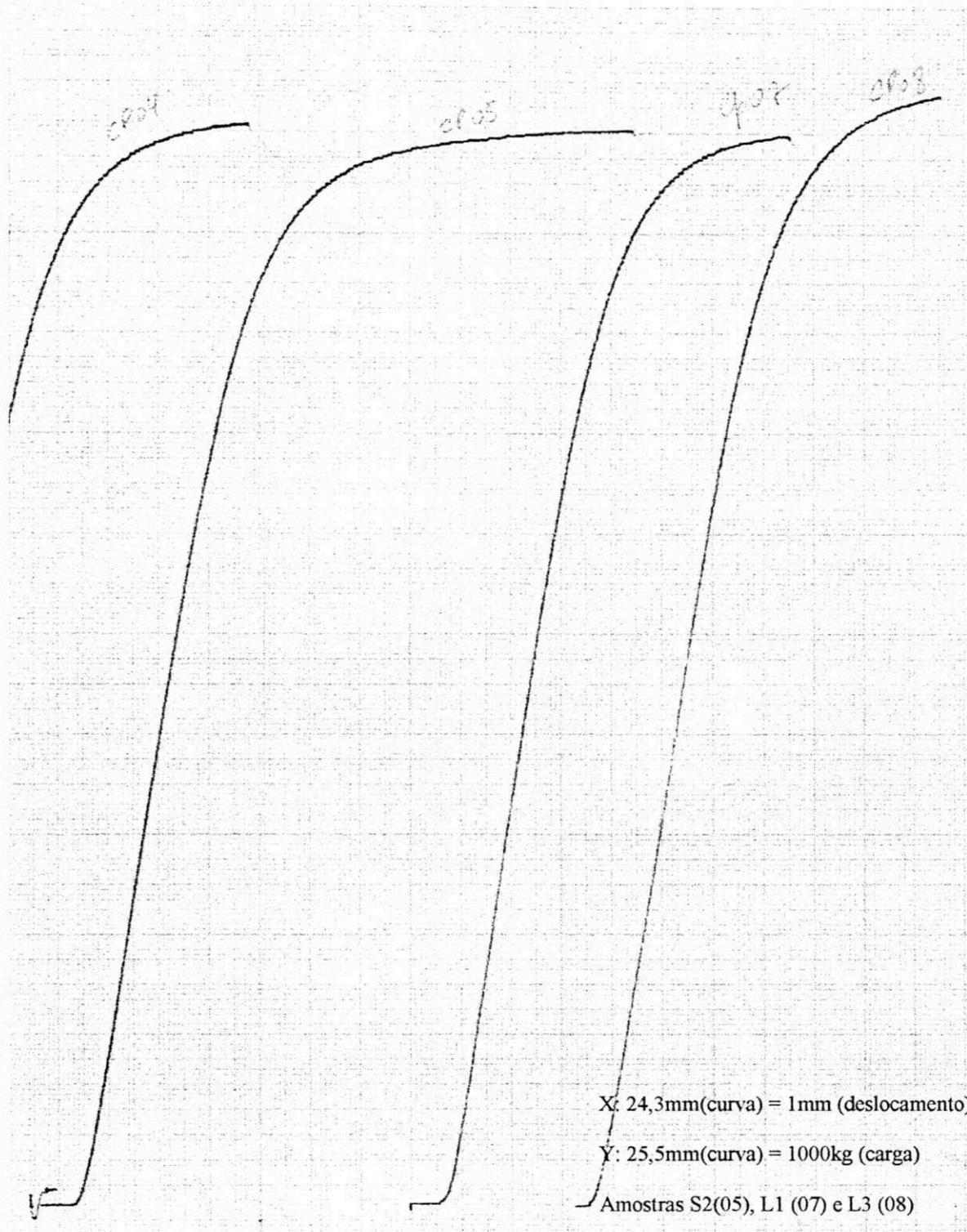




X: 24,3mm(curva) = 1mm (deslocamento)

Y: 25,5mm(curva) = 1000kg (carga)

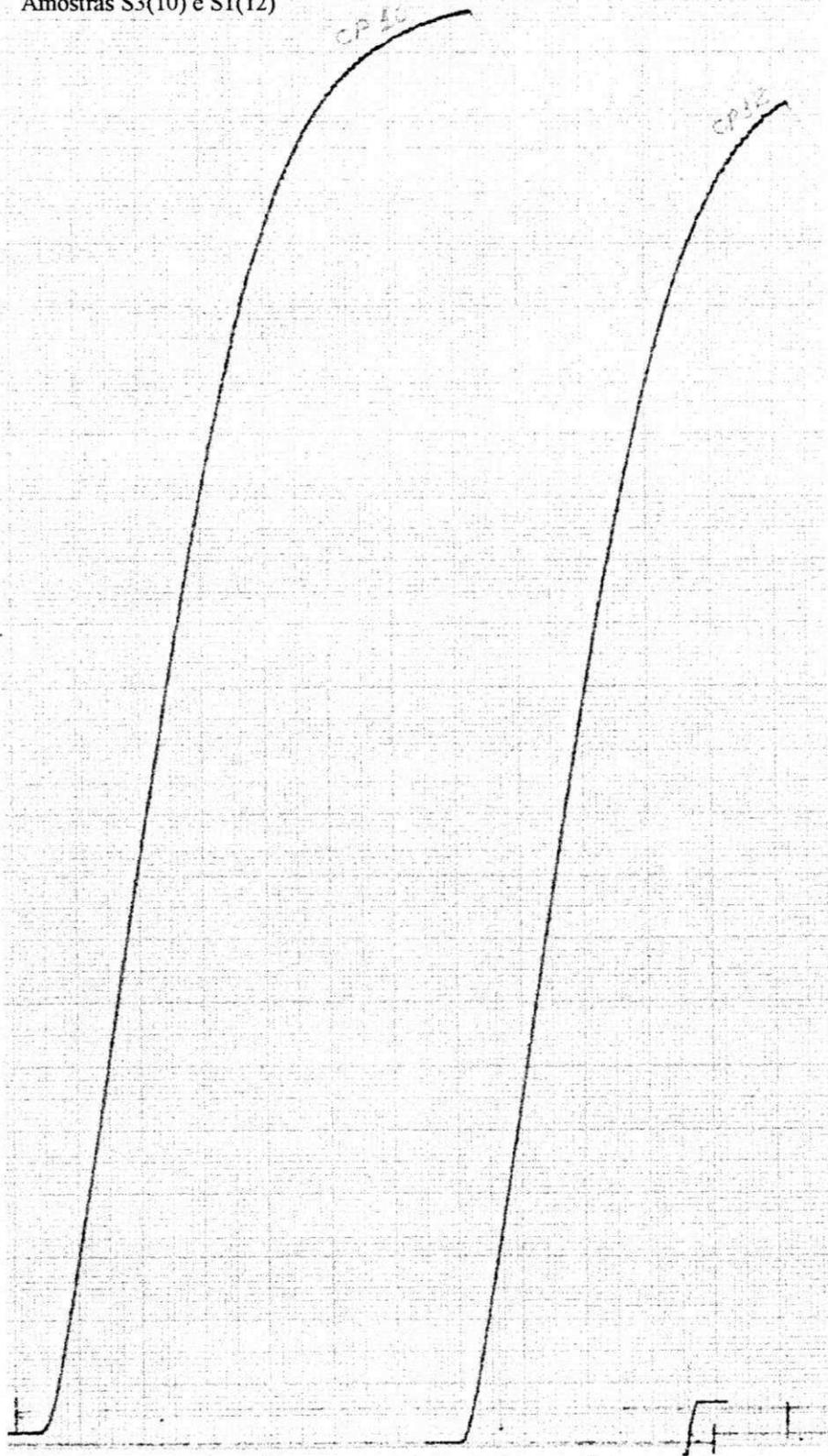
Amostras S2(01), L1(02) e S3(04)

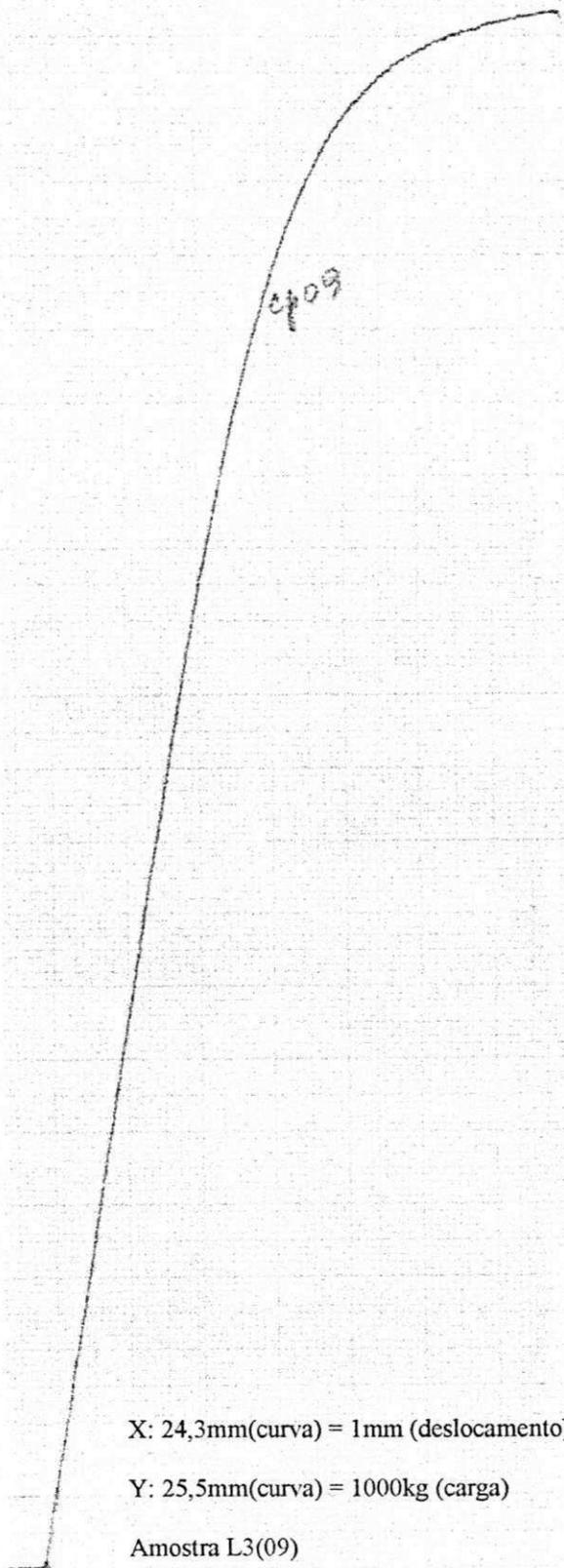


X: 24,3mm(curva) = 1mm (deslocamento)

Y: 25,5mm(curva) = 1000kg (carga)

Amostras S3(10) e S1(12)





**Anexo 6 – Curvas carga x deslocamento registradas
durante os ensaios de tenacidade à fratura.**

Amostras L: ligadas com molibdênio.

Amostras S: sem elementos de liga

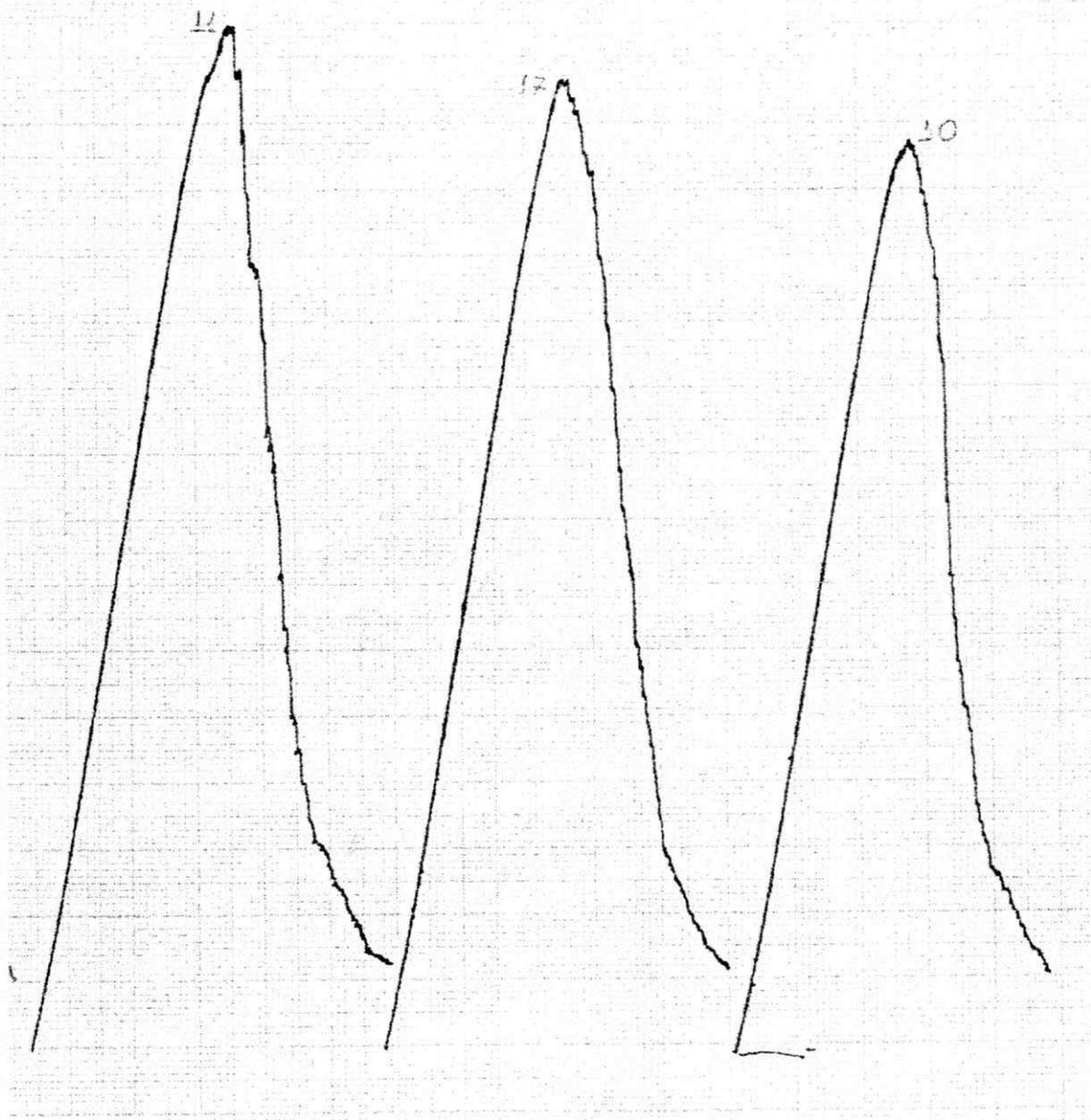
Amostras Cu0, Cu4 e Cu8: contém 0.0, 0.4 e 0.8% de cobre, respectivamente

Anexo 6 – Curvas carga x deslocamento (Ensaio de tenacidade)

X: 40mm (curva) = 1mm (deslocamento)

Y: 1mm (curva) = 10kg (carga)

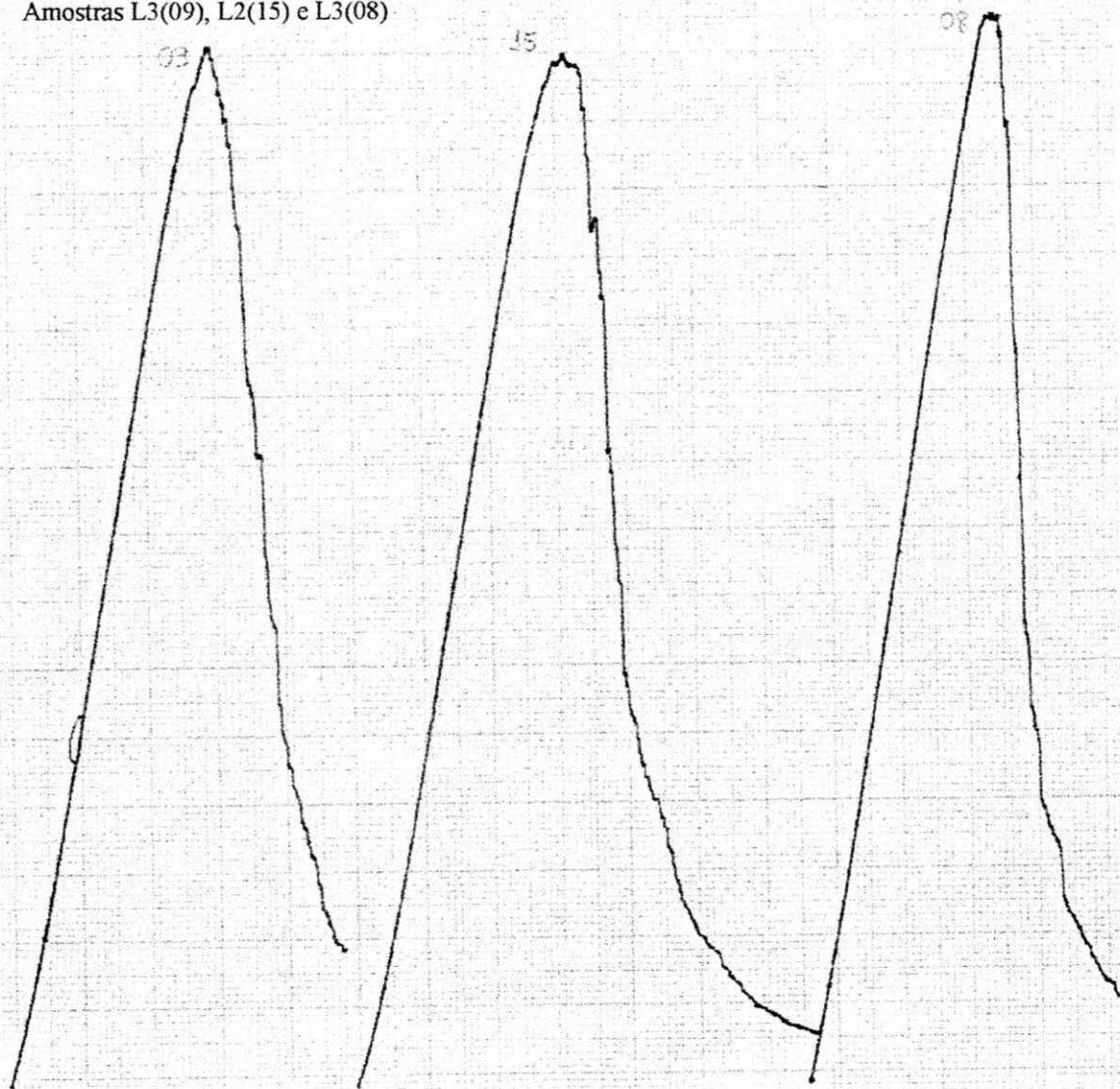
Amostras L2(11), S1(17) e S3(10)



X: 40mm (curva) = 1mm (deslocamento)

Y: 1mm (curva) = 10kg (carga)

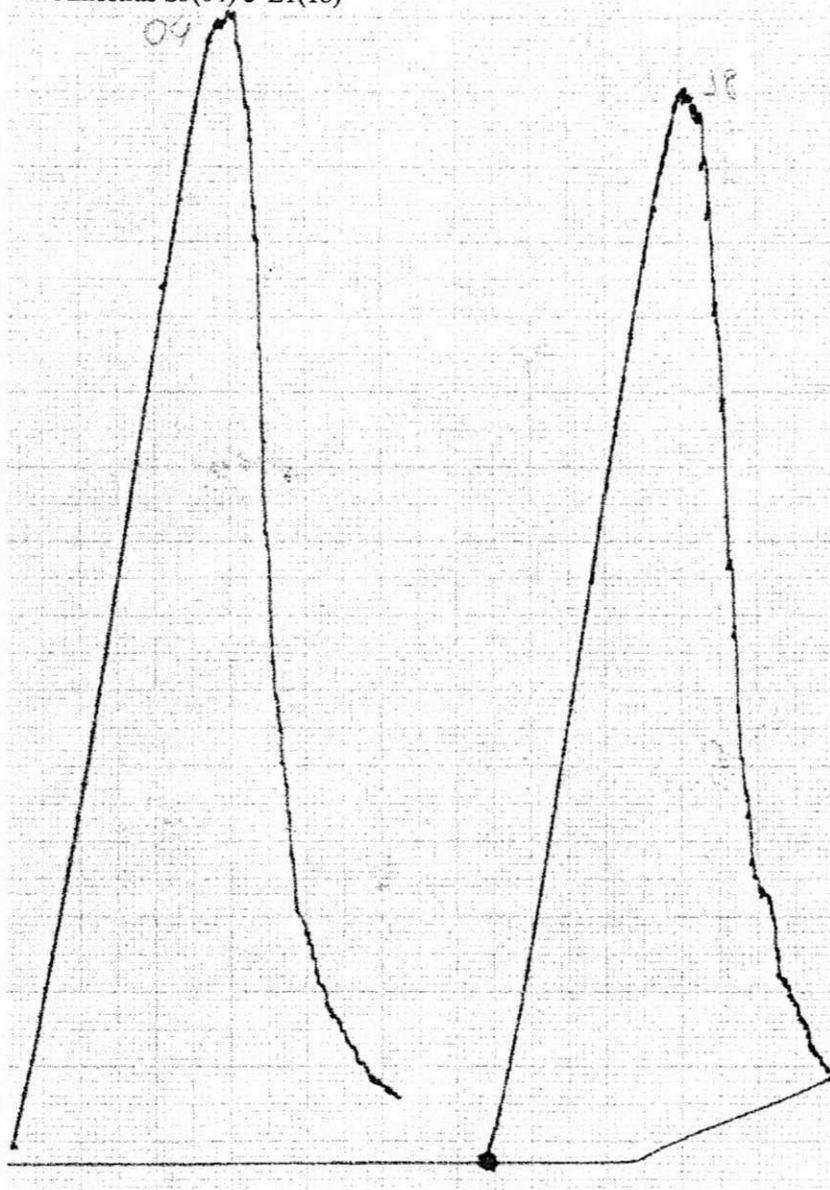
Amostras L3(09), L2(15) e L3(08)



X: 40mm (curva) = 1mm (deslocamento)

Y: 1mm (curva) = 10kg (carga)

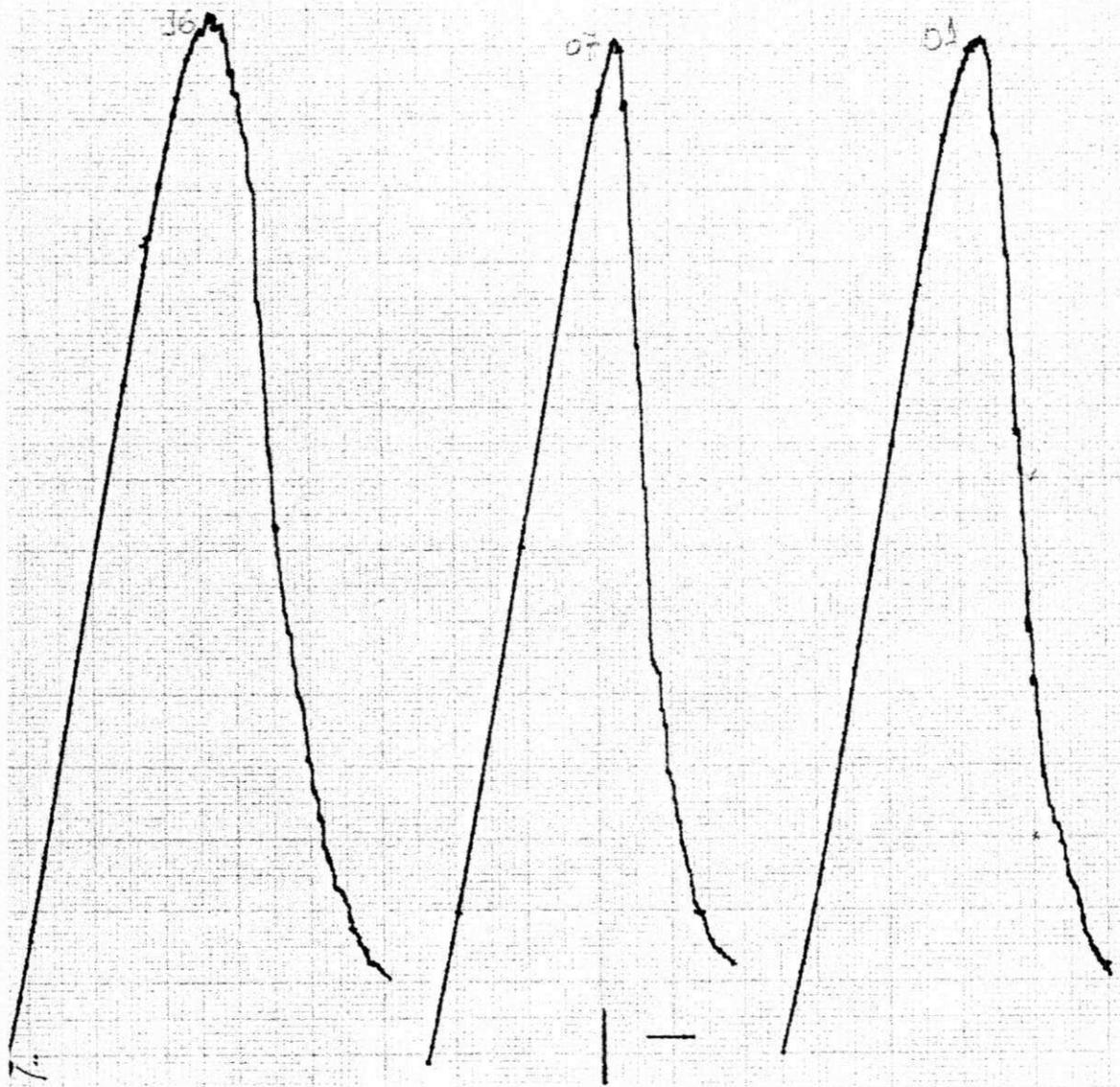
Amostras S3(04) e L1(18)



X: 40mm (curva) = 1mm (deslocamento)

Y: 1mm (curva) = 10kg (carga)

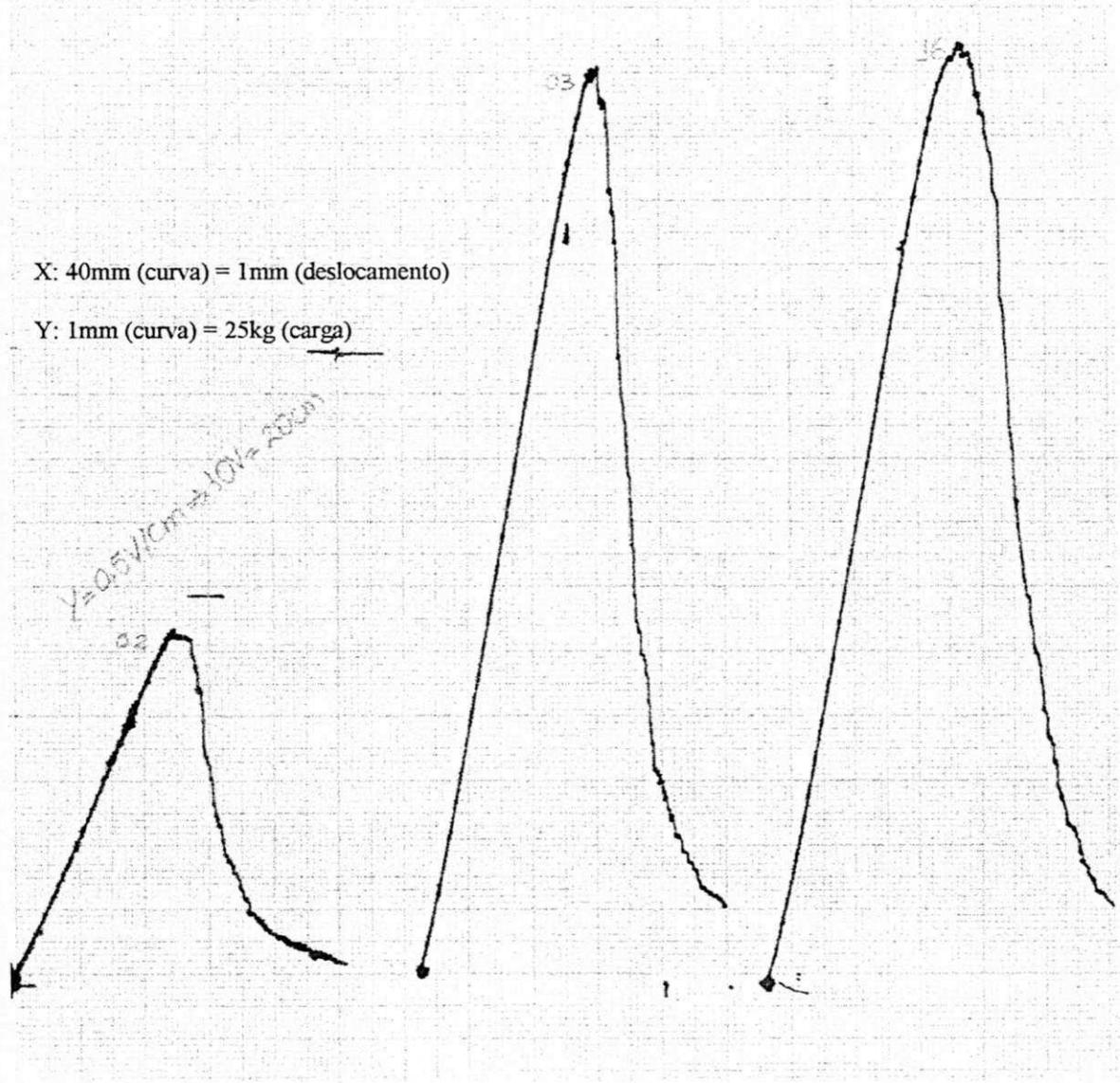
Amostras S1(16), L1(07) e S2(01)



X: 40mm (curva) = 1mm (deslocamento)

Y: 1mm (curva) = 10kg (carga)

Amostras L1(02), L2(03) e S1(16)



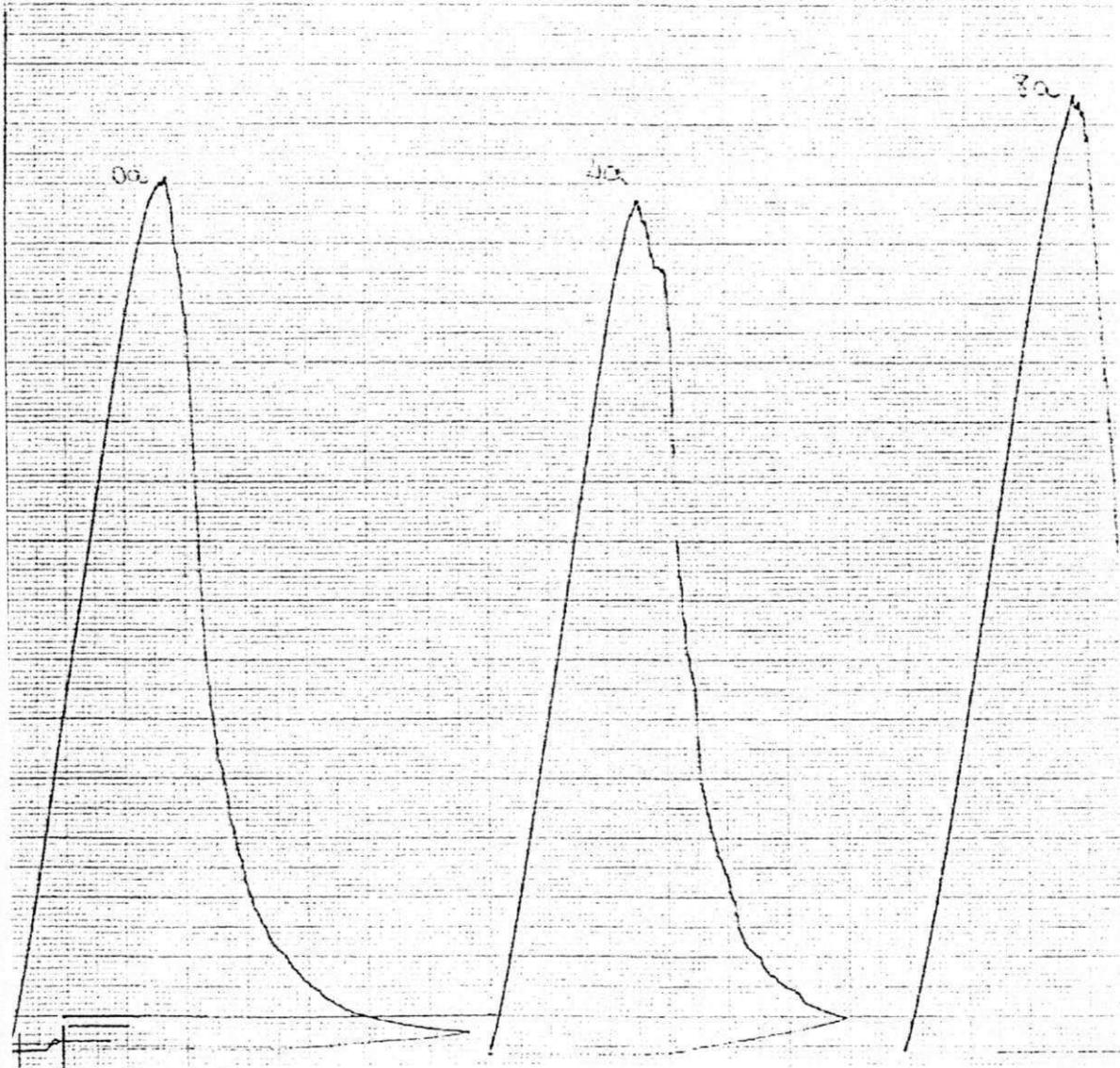
X: 40mm (curva) = 1mm (deslocamento)

Y: 1mm (curva) = 25kg (carga)

X: 40mm (curva) = 1mm (deslocamento)

Y: 1mm (curva) = 10kg (carga)

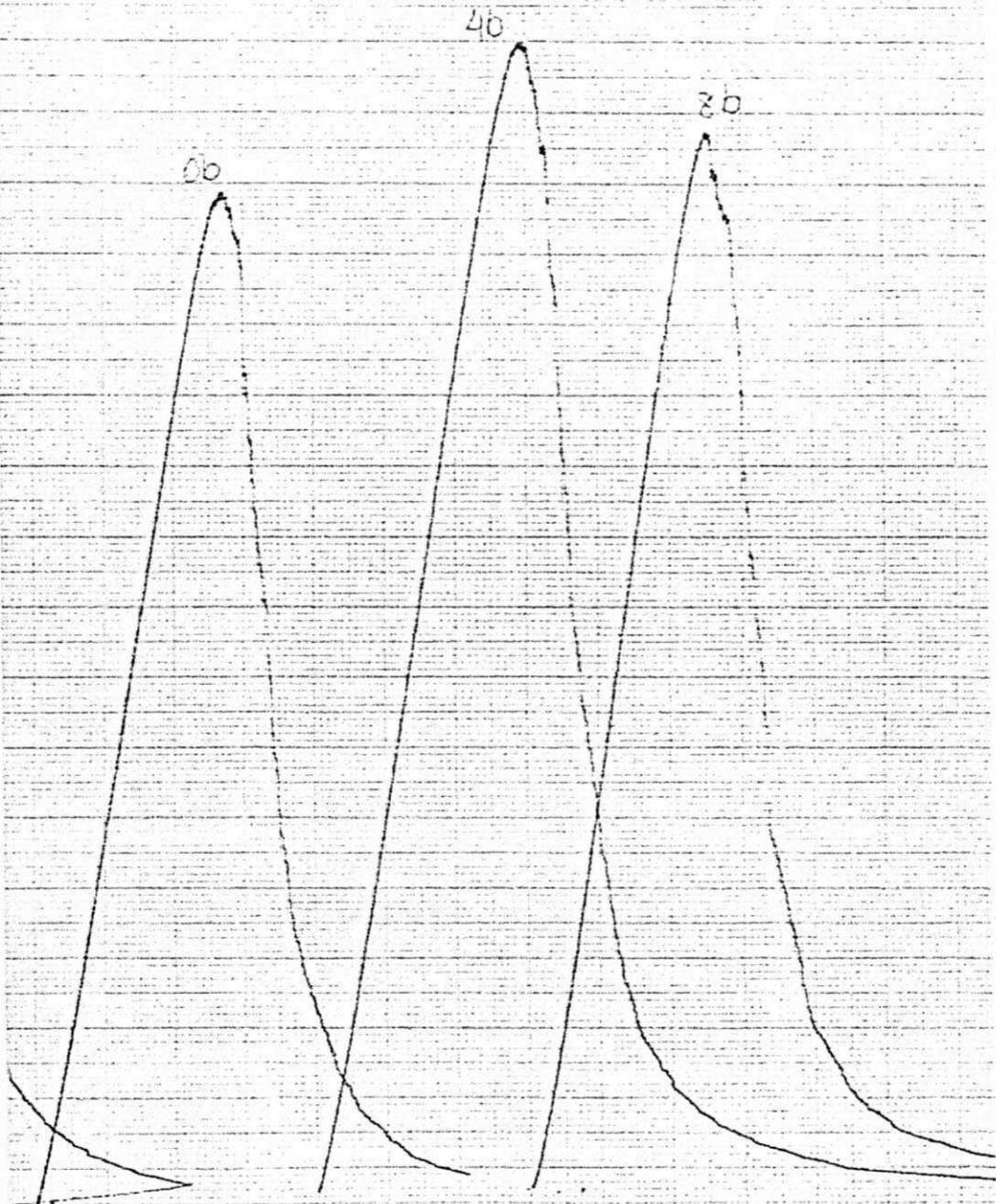
Amostras Cu0(0a), Cu4(4a) e Cu8(8a)



X: 40mm (curva) = 1mm (deslocamento)

Y: 1mm (curva) = 10kg (carga)

Amostras Cu0(0b), Cu4(4b) e Cu8(8b)



X: 40mm (curva) = 1mm (deslocamento)

Y: 1mm (curva) = 10kg (carga)

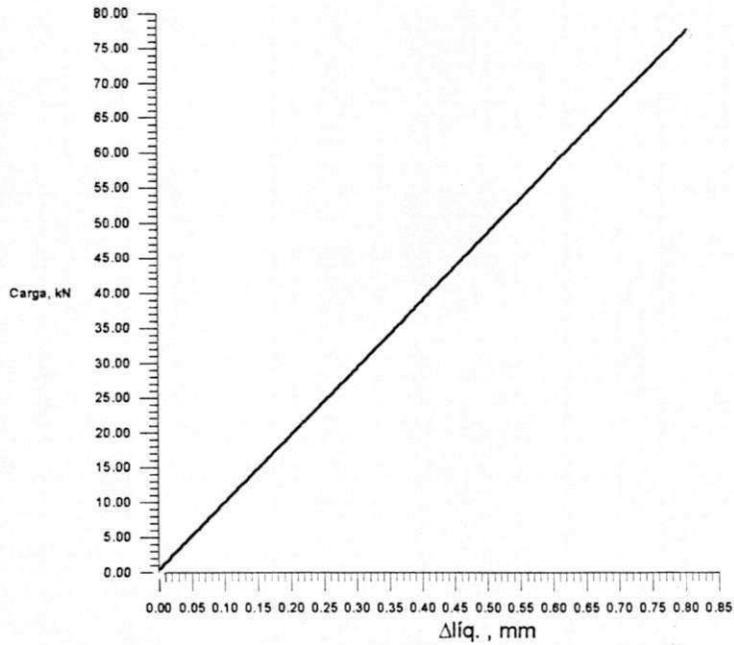
Amostras Cu0(0c), Cu4(4c) e Cu8(8c)



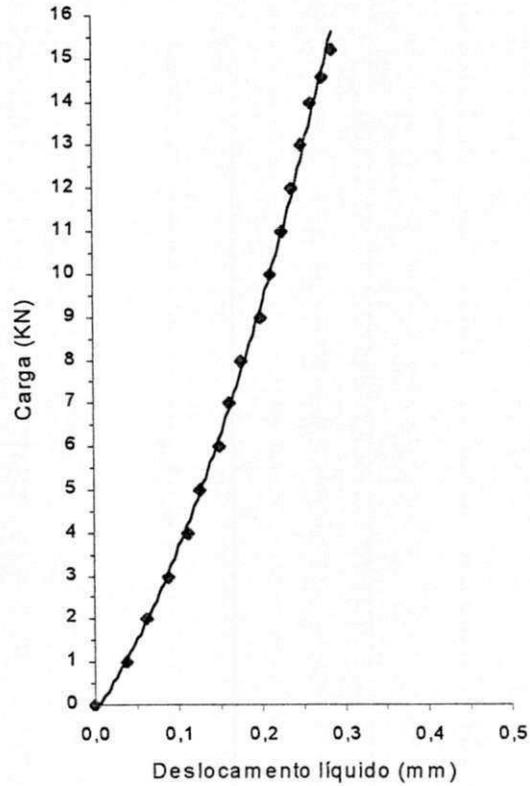
Anexo 7 – Curvas de calibração

Anexo 7 – Curvas de calibração

Curva de calibração para os ensaios de tração



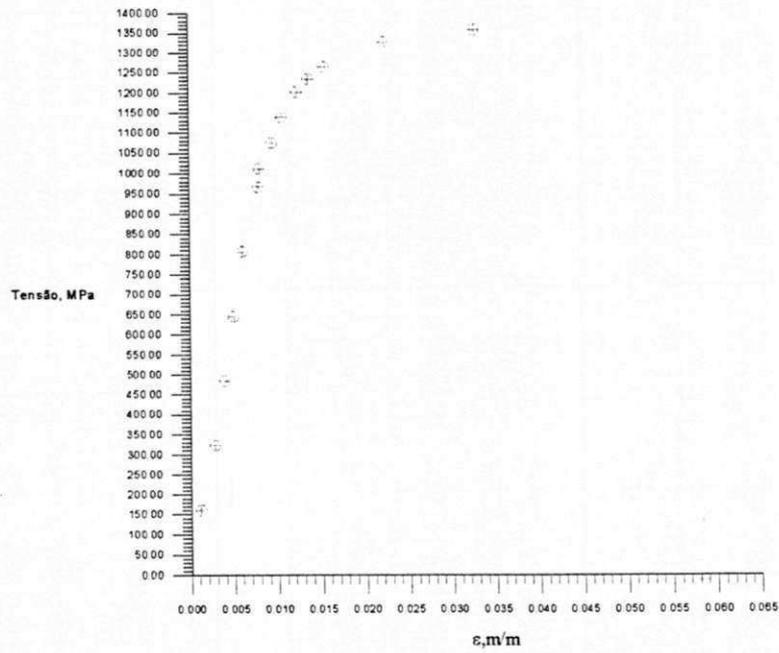
Curva de calibração para os ensaios de tenacidade



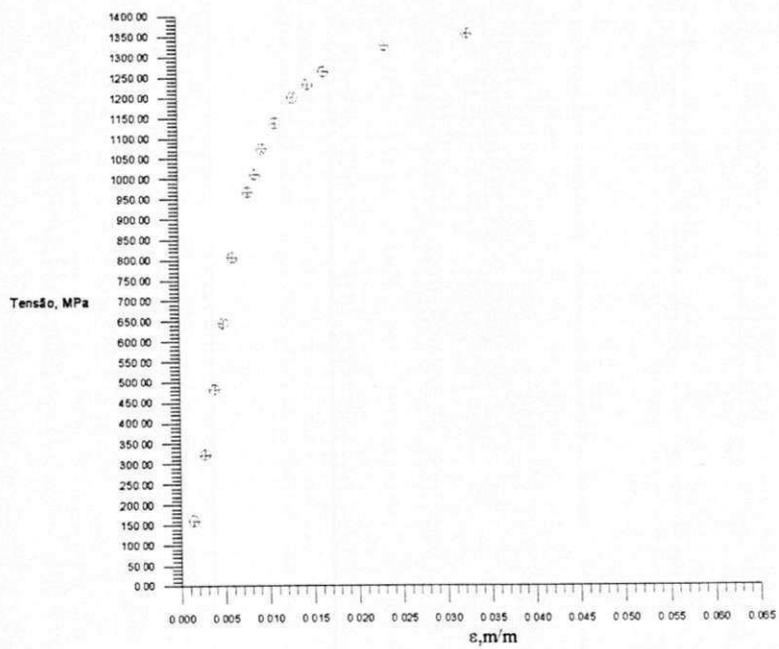
Anexo 8 – Curvas tensão x deformação (Ensaio de tração)

Anexo 8 – Curvas tensão x deformação (Ensaio de tração)

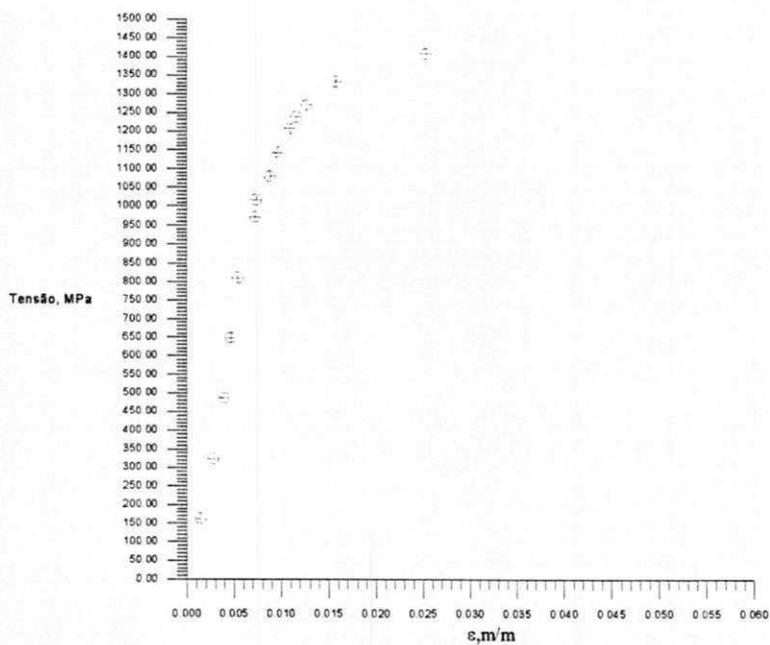
CPS1 - CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO



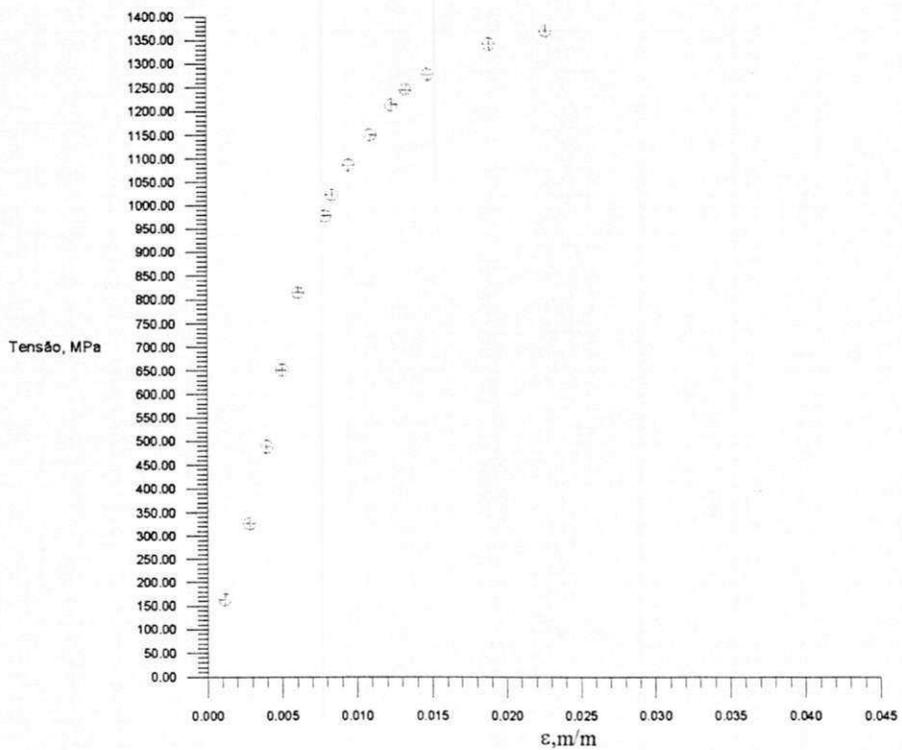
CPS2 - CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO



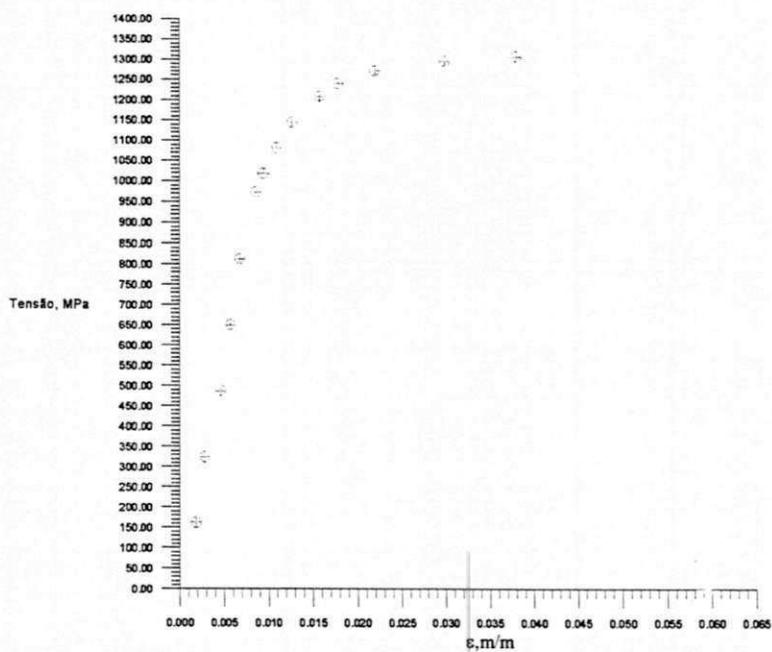
CPS3 - CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO



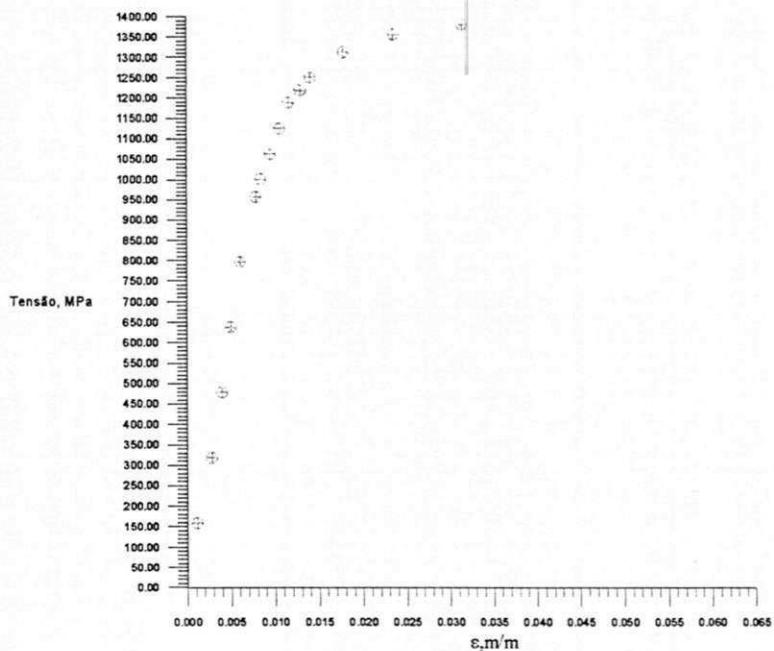
CPL1 - CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO



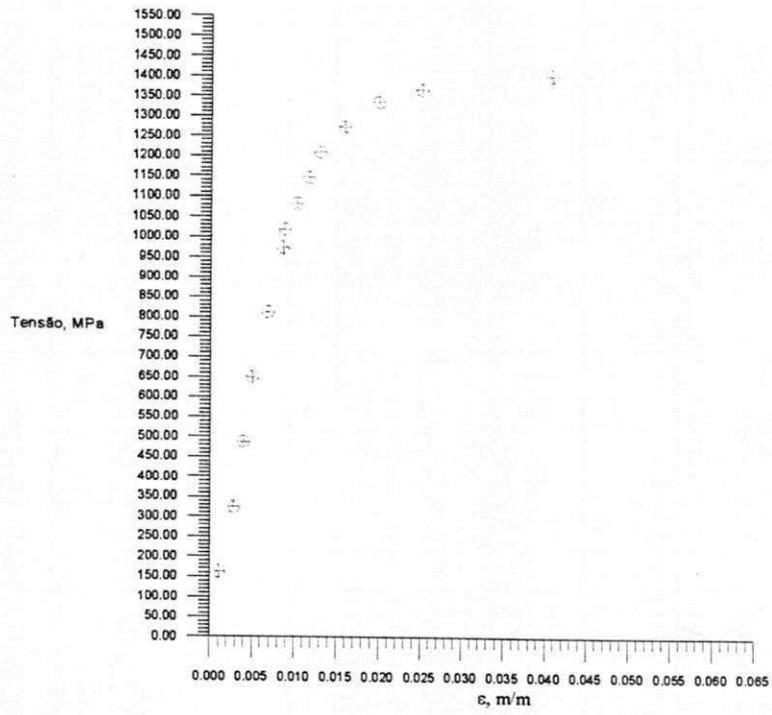
CPL2 - CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO



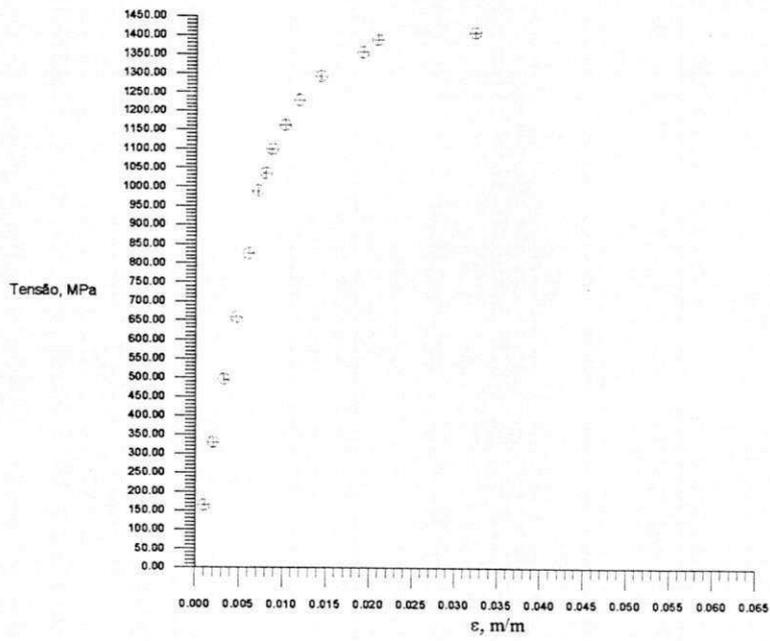
CPL3 - CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO



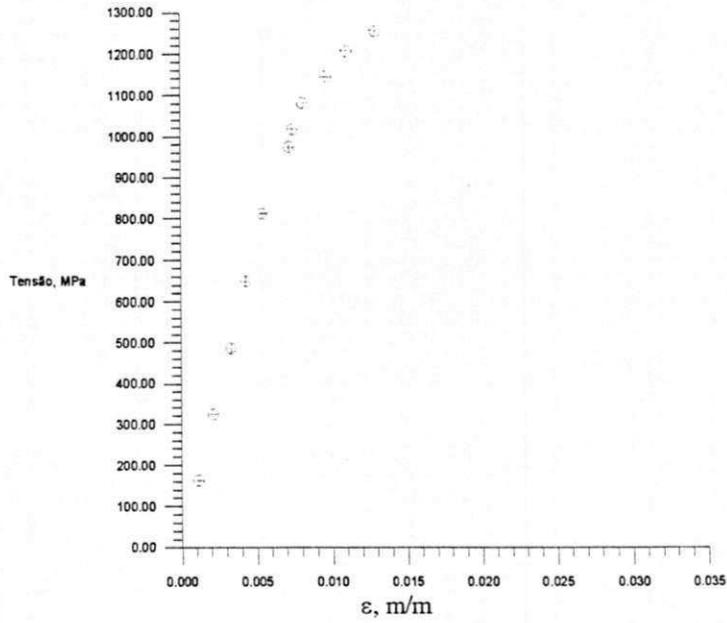
CP01 - CURVA TENSÃOXDEFORMAÇÃO



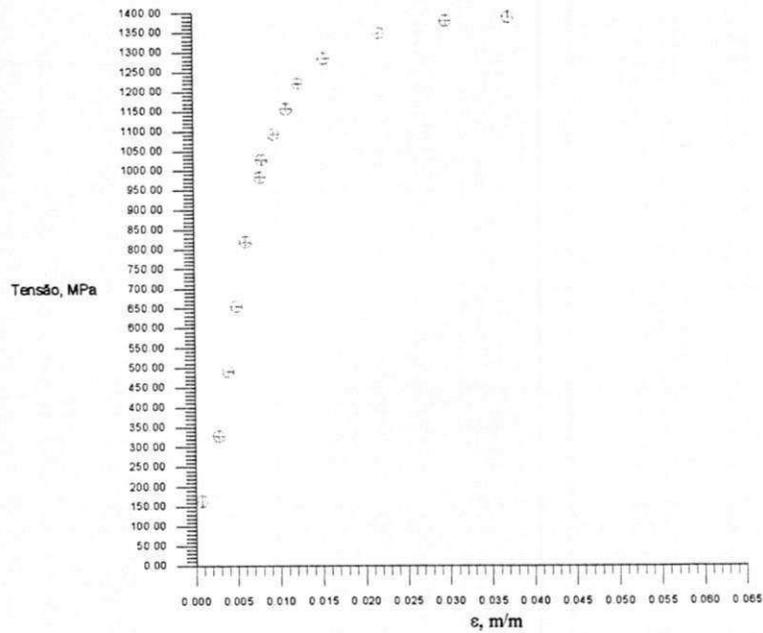
CP02 - CURVA TENSÃOXDEFORMAÇÃO



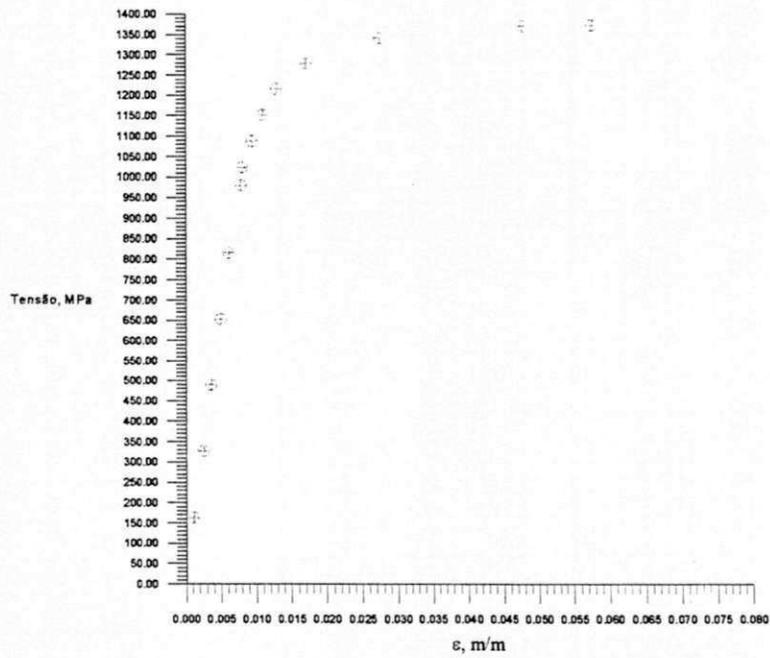
CP03 - CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO



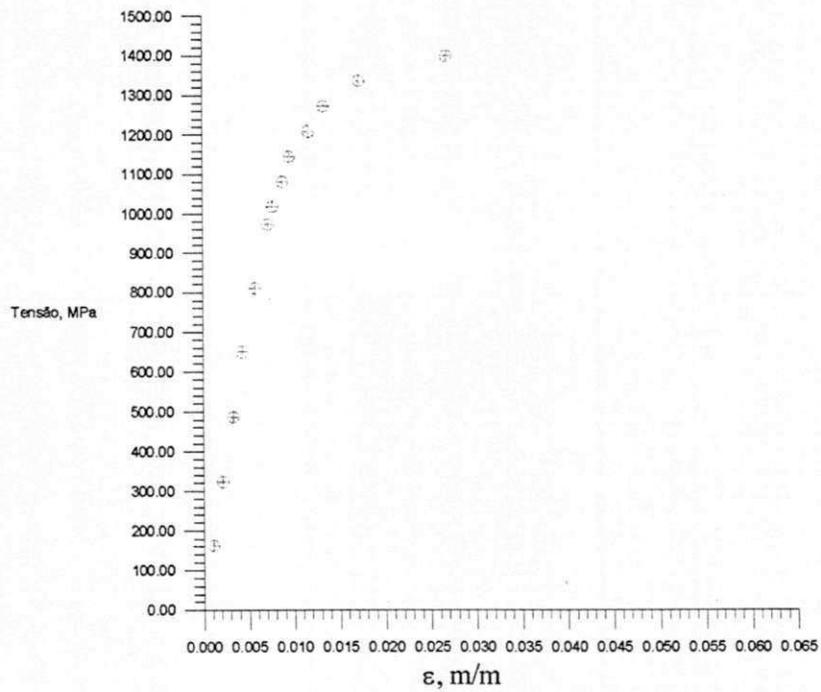
CP04 - CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO



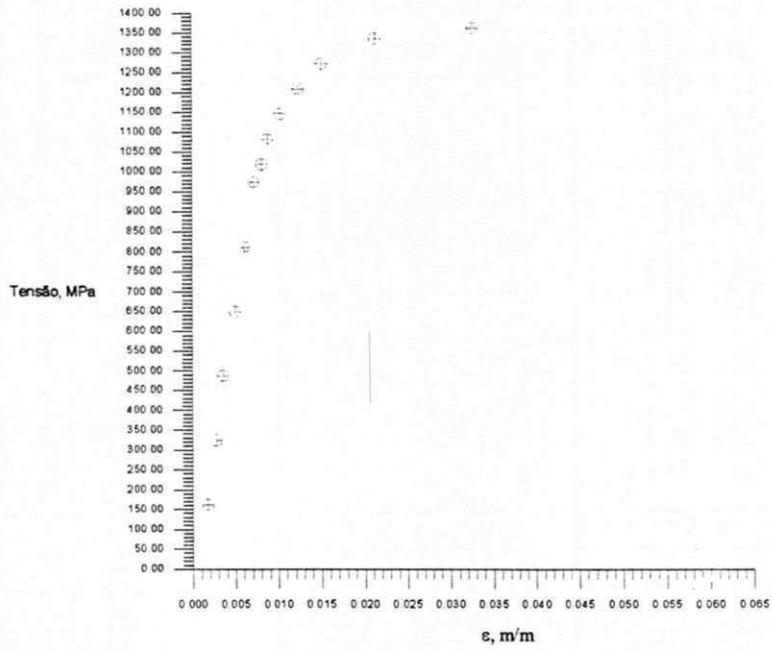
CP05 - CURVA TENSÃOXDEFORMAÇÃO



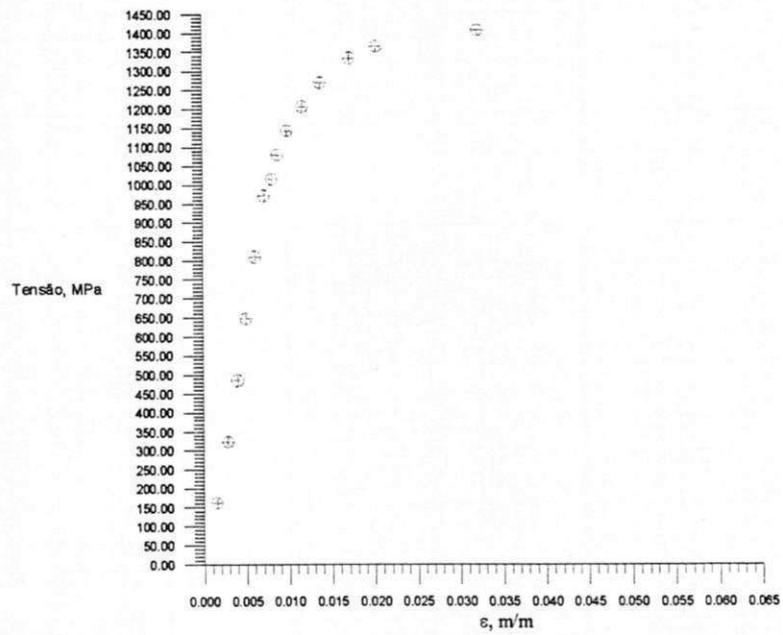
CP06 - CURVA TENSÃOXDEFORMAÇÃO



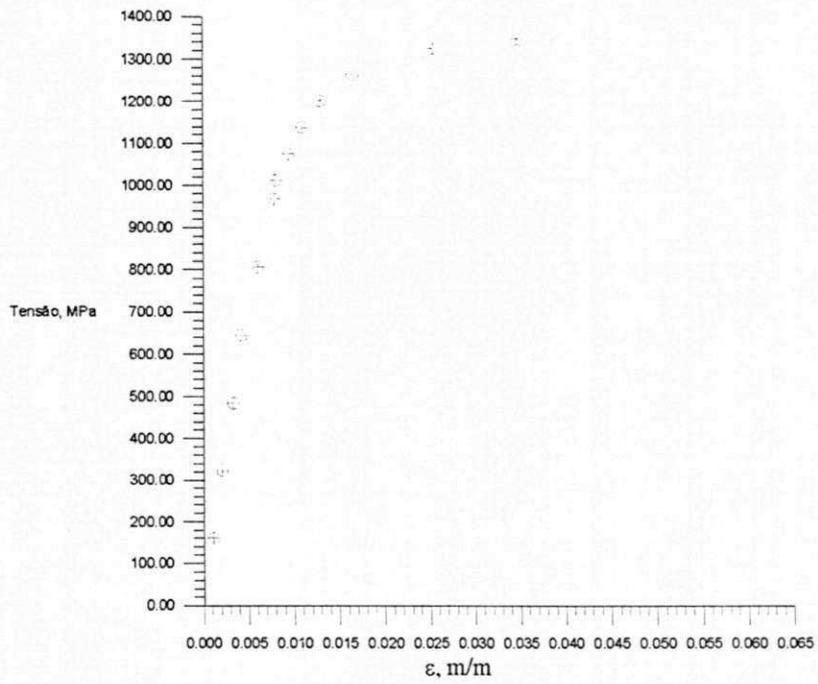
CP07 - CURVA TENSÃOXDEFORMAÇÃO



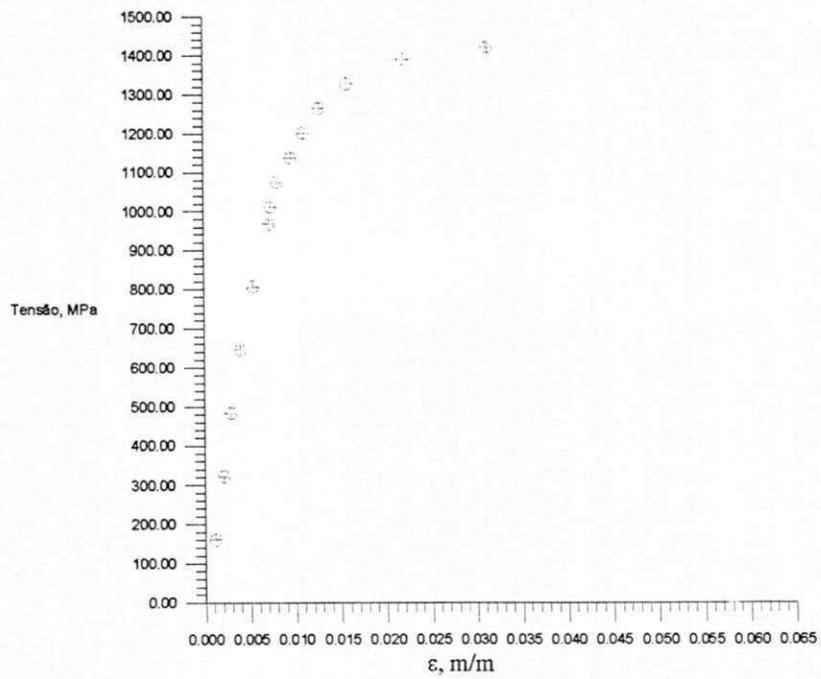
CP08 - CURVA TENSÃOXDEFORMAÇÃO



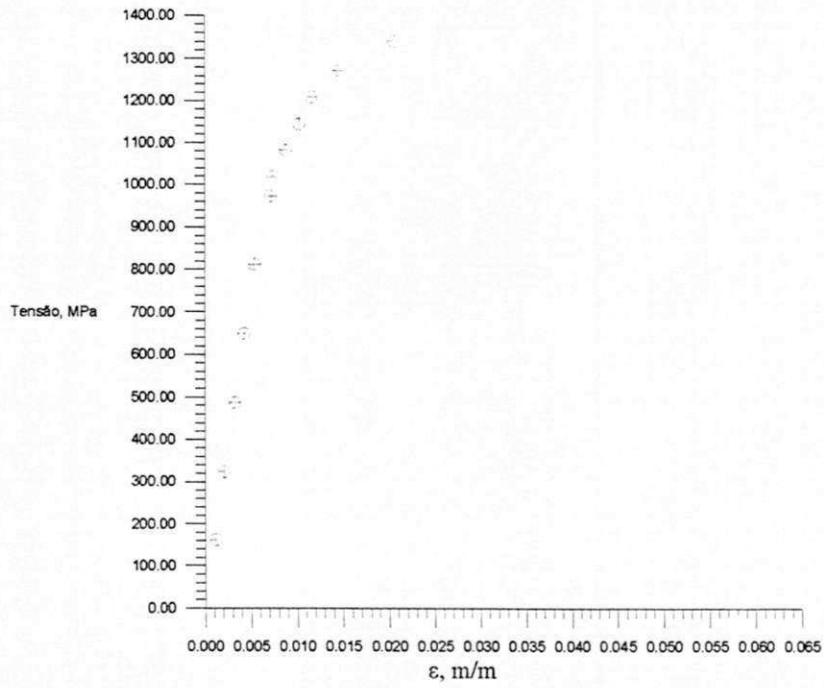
CP09 - CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO



CP10 - CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO

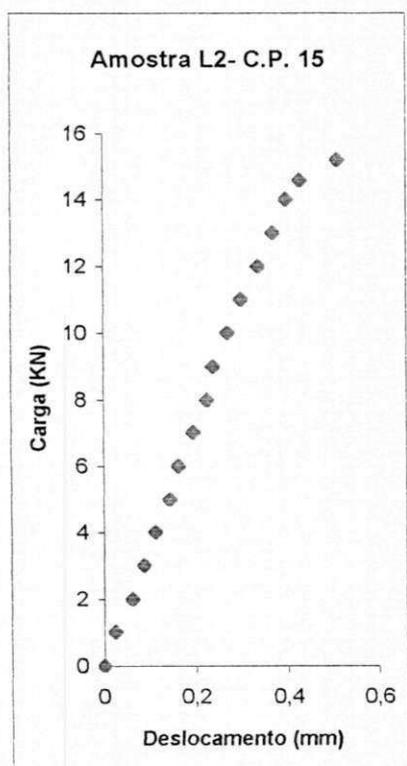
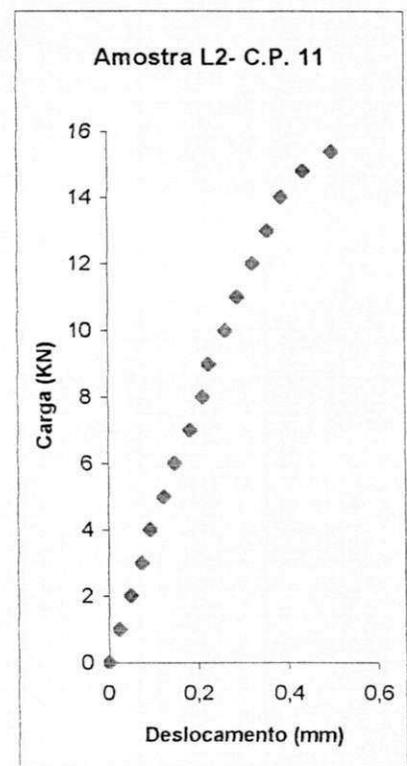
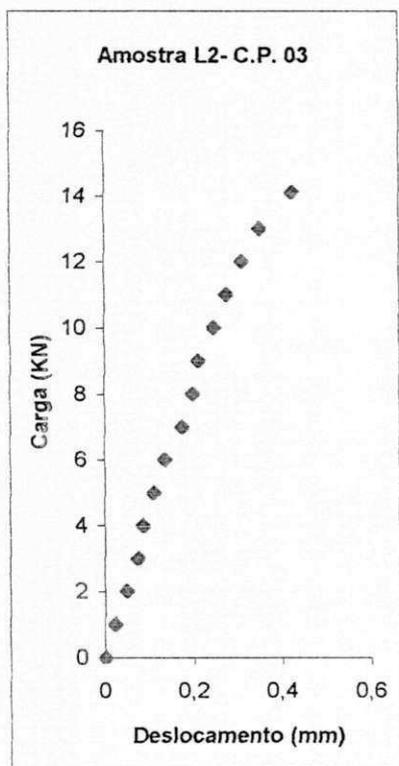
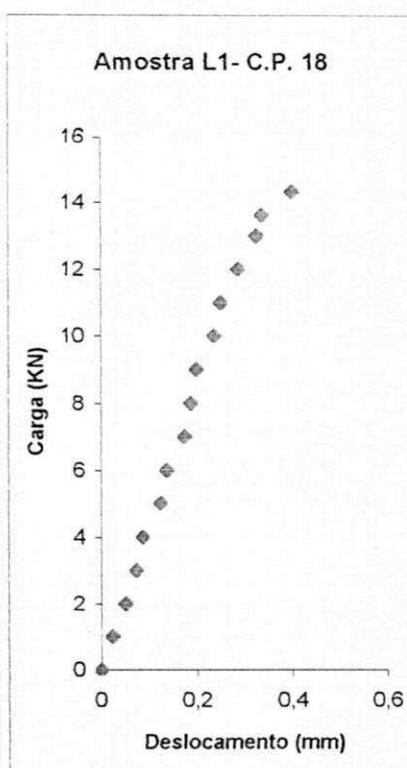
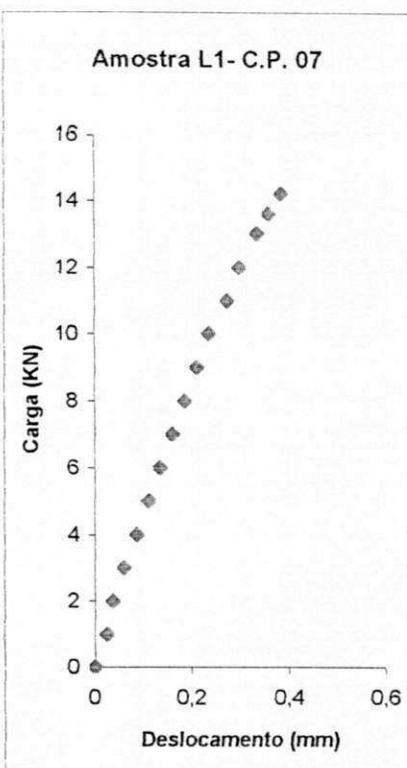
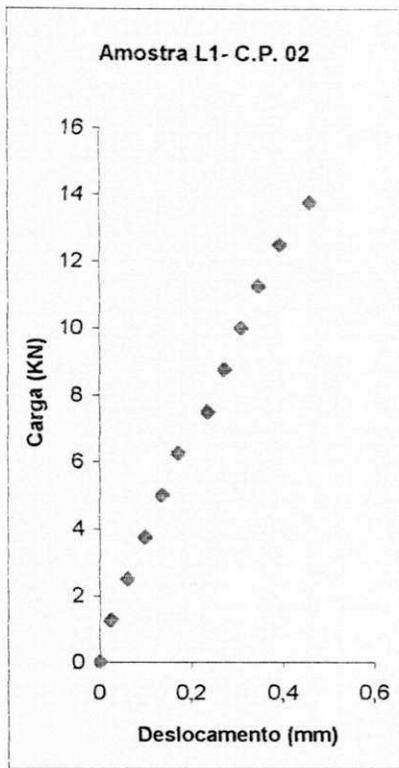


CP12 - CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO

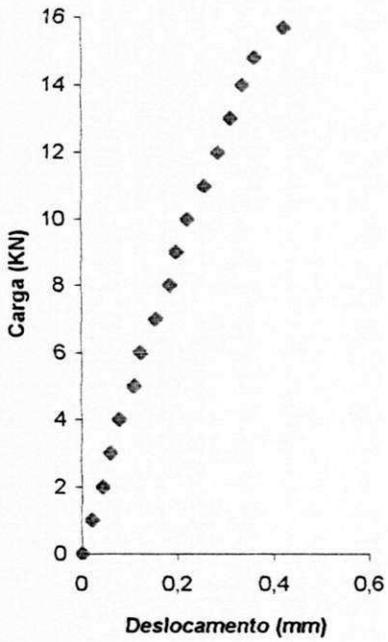


Anexo 9 – Curvas carga x deslocamento corrigidas (Ensaaios de tenacidade)

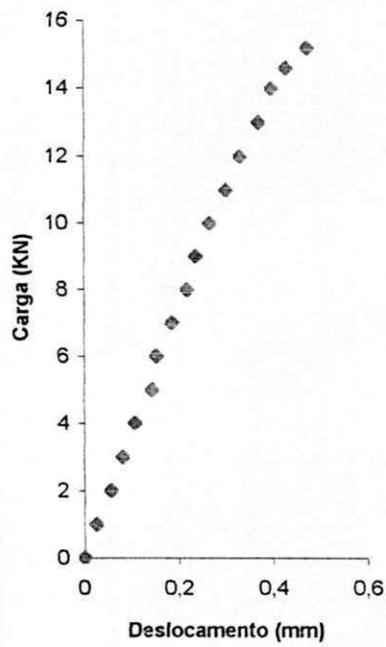
Anexo 9 – Curvas carga x deslocamento corrigidas (Ensaio de tenacidade)



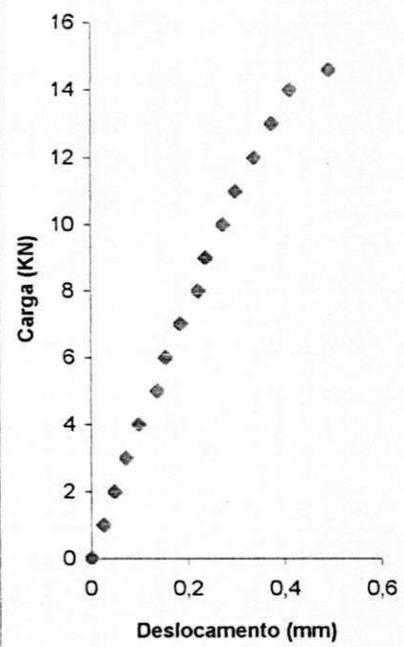
Amostra L3- C.P. 08



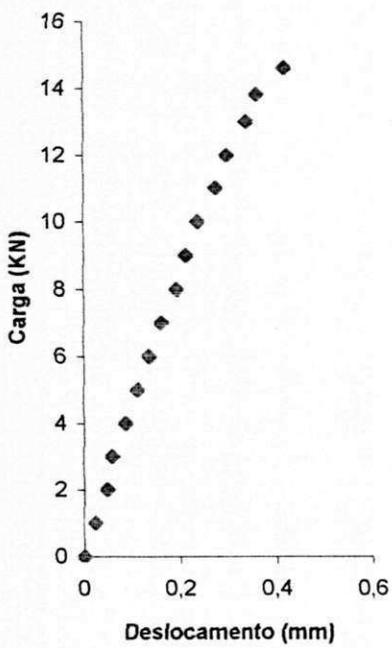
Amostra L3- C.P. 09



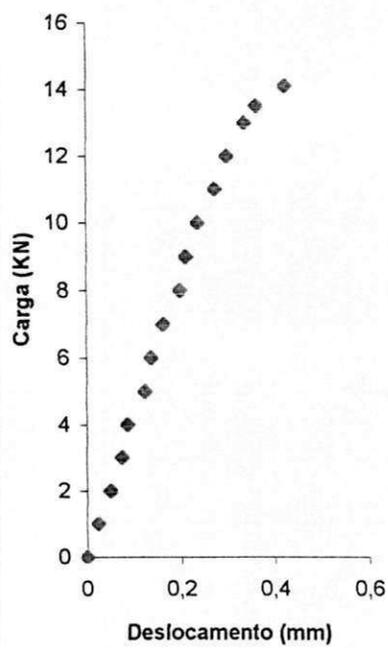
Amostra S1- C.P. 16



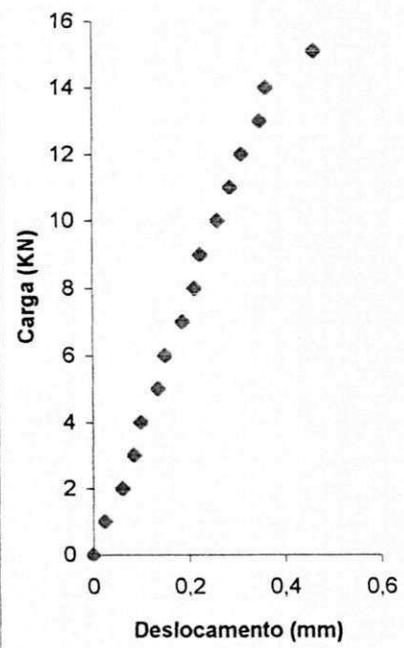
Amostra S1- C.P. 17

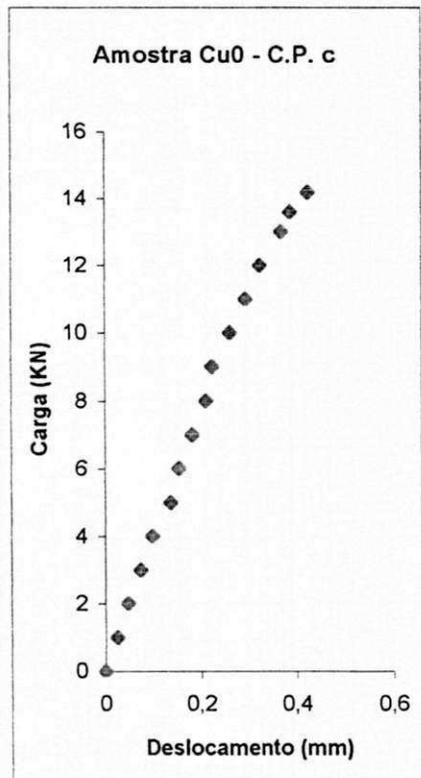
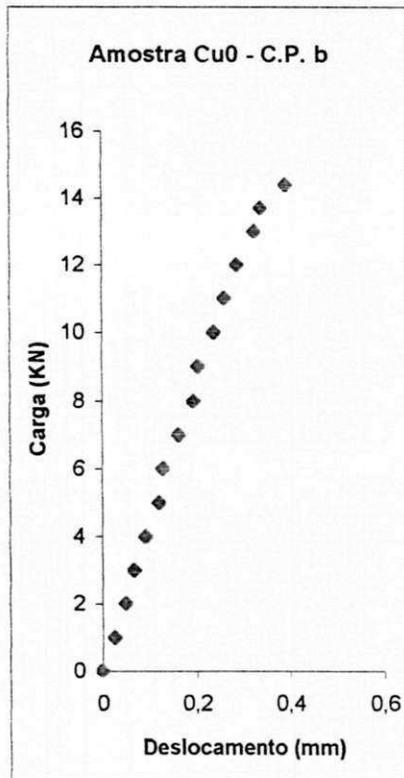
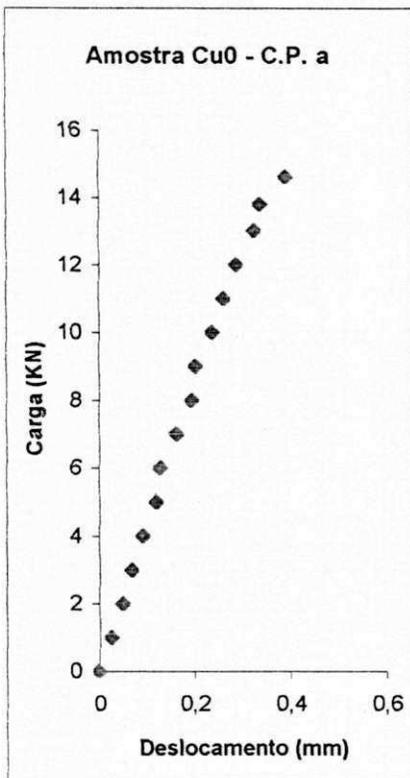
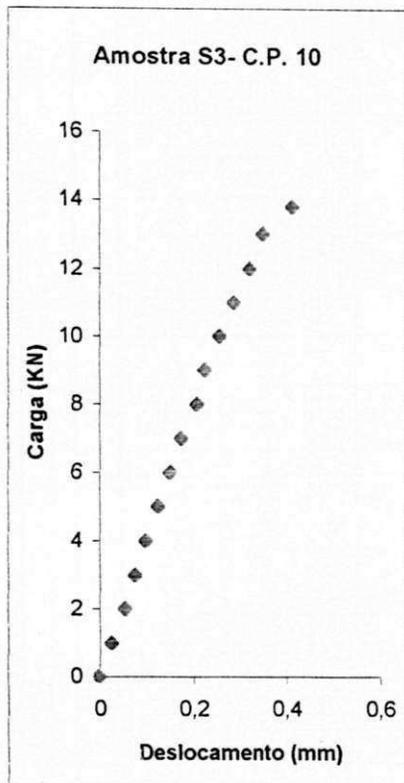
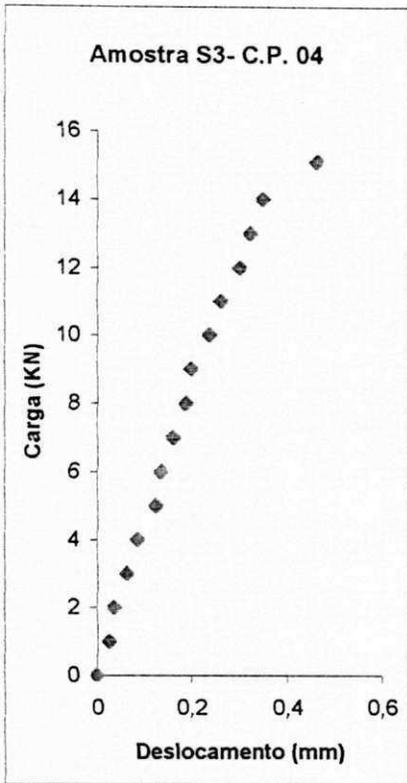


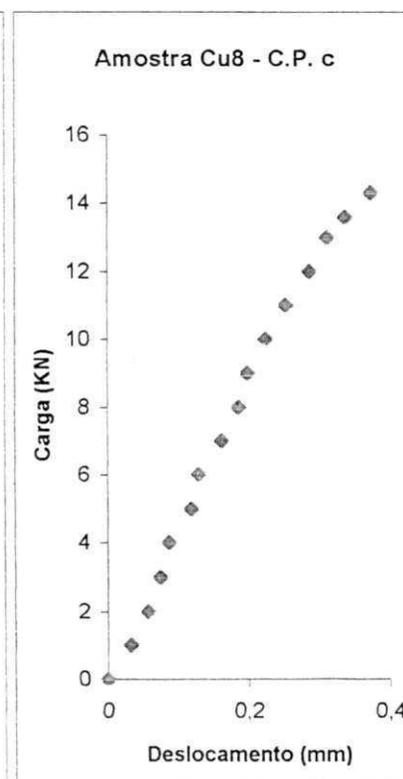
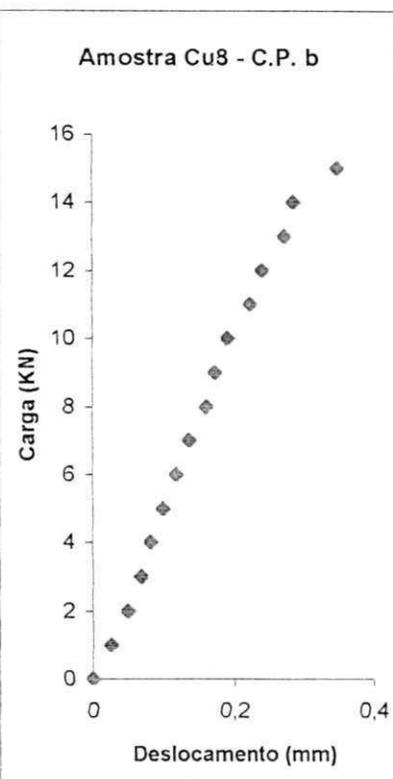
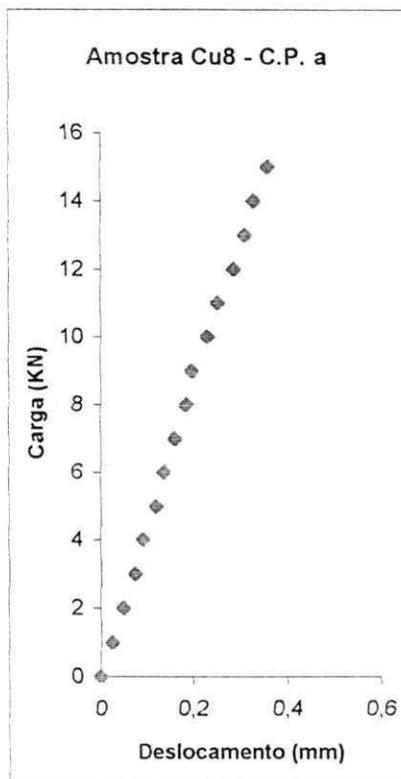
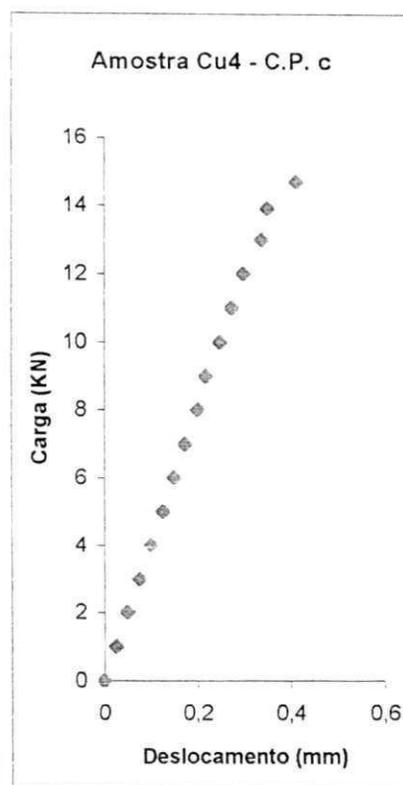
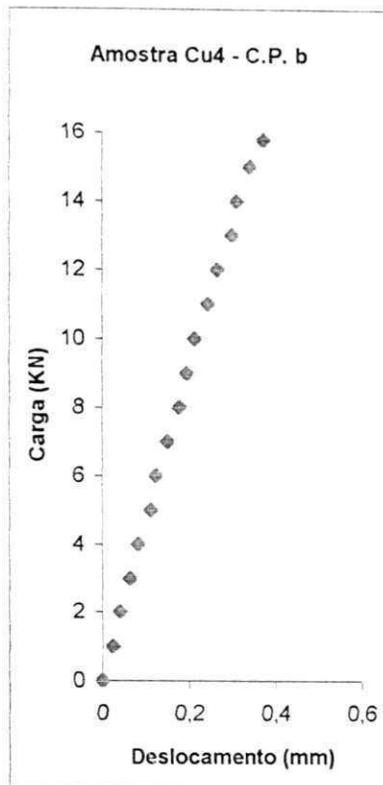
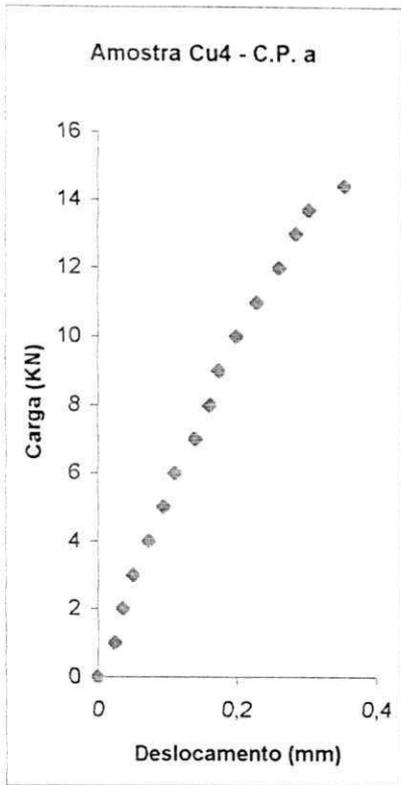
Amostra S2- C.P. 01



Amostra S2- C.P. 06

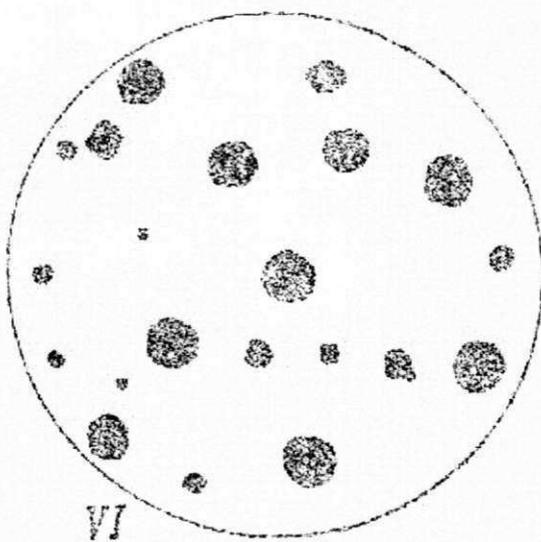
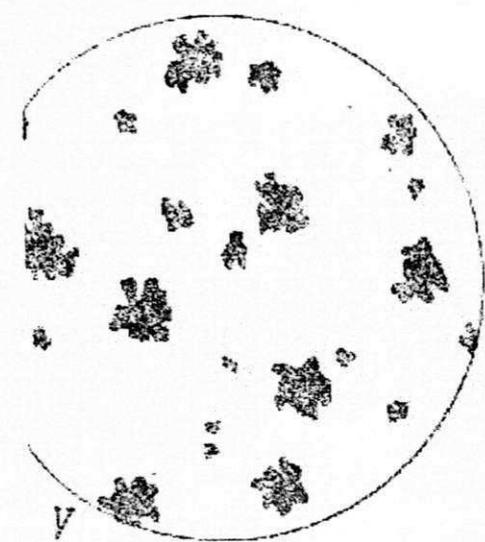
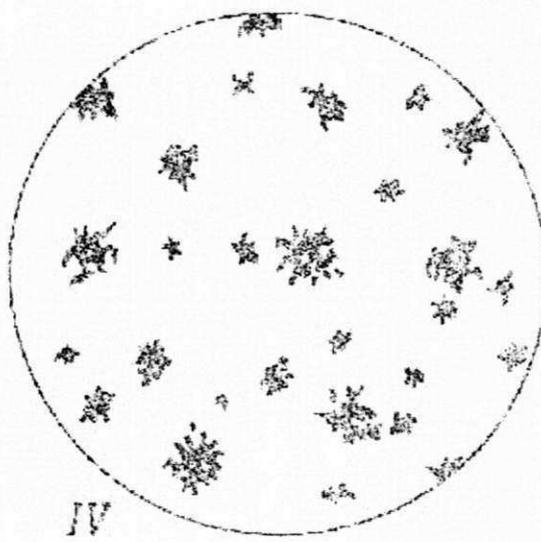
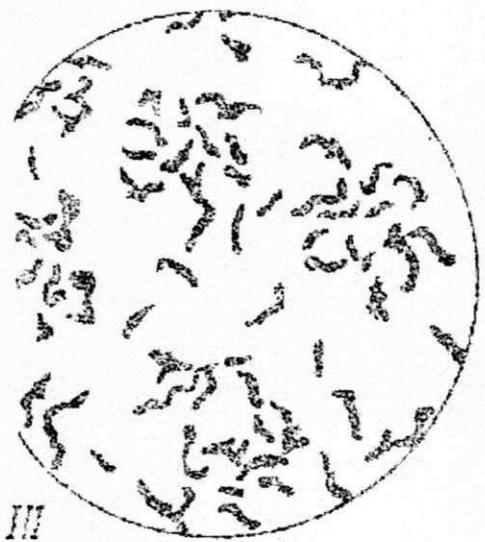
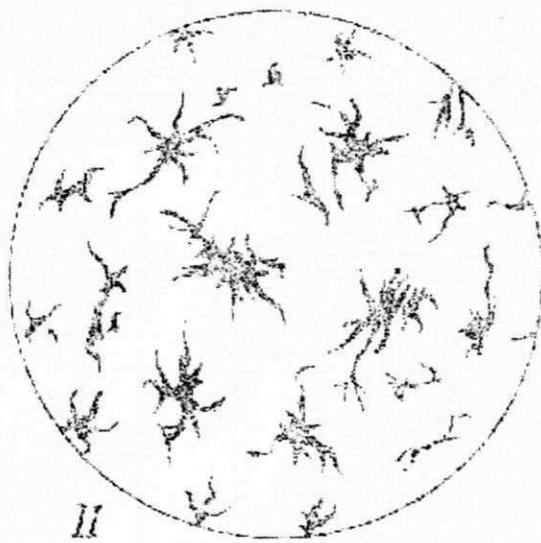
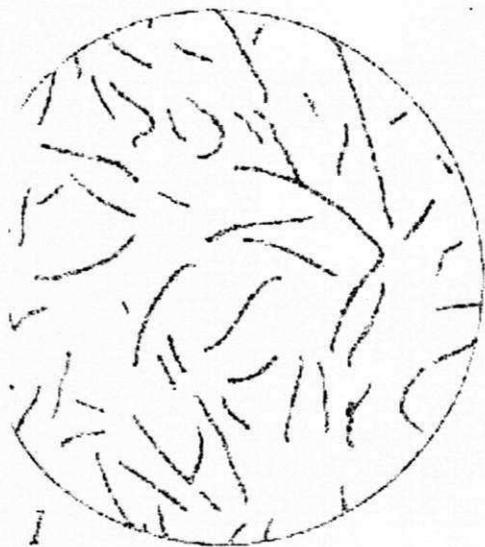






**Anexo 10 – Classificação do formato dos nódulos de grafita
(Normas ISO 945-1975)**

Anexo 10 – Classificação do formato dos nódulos de grafita (Everest, 1962)



Anexo 11 – Planilhas de contagem dos nódulos de grafita

Anexo 11 – Planilhas de contagem dos nódulos de grafita

CONTAGEM DE NÓDULOS - CORPOS DE PROVA DE TENACIDADE (Geral)														
C.P.	V	VI	N	III-IV	Ng (%)	5	6 e 7	8	%5	%6-7	%8	%V	%VI	%III-IV
16 (S1)	36	29	65	2	97,0	17	33	15	26	51	23	54	43	3
17 (S1)	41	23	64	4	94,1	12	41	11	19	64	17	60	34	6
1 (S2)	38	22	60	3	95,2	14	31	15	23	52	25	60	35	5
6 (S2)	29	25	54	3	94,7	14	31	9	26	57	17	51	44	5
10 (S3)	33	29	62	2	96,9	17	33	12	27	53	19	52	45	3
4 (S3)	35	23	58	3	95,1	16	32	10	28	55	17	57	38	5
2 (L1)	37	15	52	6	89,7	6	30	16	12	58	31	64	26	10
18 (L1)	41	7	48	5	90,6	10	29	9	21	60	19	77	13	9
11 (L2)	35	11	46	4	92,0	15	19	12	33	41	26	70	22	8
15 (L2)	37	17	54	5	91,5	12	27	15	22	50	28	63	29	8
8 (L3)	36	17	53	3	94,6	16	28	9	30	53	17	64	30	5
9 (L3)	34	25	59	5	92,2	8	33	18	14	56	31	53	39	8
Cu0	55	166	221	105	67,8	3	113	105	1	51	48	17	51	32
Cu4	27	278	305	43	87,6	0	195	110	0	64	36	8	80	12
Cu8	36	153	189	116	62,0	4	103	82	2	54	43	12	50	38

OBS.: - Nos títulos das colunas, os algarismos romanos indicam o tipo de nódulo e os algarismos arábicos indicam o tamanho dos nódulos.

- N = nodularidade, que é a soma dos nódulos tipo V e VI
- N = grau de nodularidade, que é a razão entre N e o número total de nódulos (tipo V+VI+III+IV)