

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Clênio Silva

INFLUÊNCIA DO NÚMERO DE NÓDULOS DE GRAFITA  
NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO  
FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia  
Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de concentração: Metalurgia Física

Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG

2005



## DEDICATÓRIA

A meus pais,  
à minha esposa Rosângela  
e à minha filha Luísa.

## AGRADECIMENTOS

Quero expressar os meus agradecimentos a todos aqueles que contribuíram na elaboração deste trabalho. Em particular, agradeço:

- Ao Diretor Regional do SENAI/MG, Sr. Alexandre Magno Leão dos Santos e ao Sr. Vicente de Paula Parreiras Castanheira (*in memoriam*) pela liberação de parte das horas necessárias para a realização das disciplinas e da pesquisa.
- Ao meu orientador, Dr. Dagoberto Brandão Santos, pela confiança, estímulo e competente orientação.
- Ao meu amigo Denílson José do Carmo, pela indispensável paciência e pelas inúmeras discussões e sugestões.
- À PLANTAR SIDERÚRGICA, na pessoa do amigo Marco Aurélio Santiago Santos, pela doação e transporte de ferro-gusa para a execução dos trabalhos.
- A todo pessoal dos laboratórios do CPGEM que gentilmente realizaram algumas análises importantes para o trabalho.
- A todos os meus colegas do SENAI/CETEF pelo incentivo e apoio constante.

**SUMÁRIO:**

LISTA DE FIGURAS.....	viii
LISTA DE TABELAS.....	xii
LISTA DE NOTAÇÕES.....	xiii
RESUMO.....	xiv
ABSTRACT.....	xv
<b>CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO.....</b>	<b>01</b>
<b>CAPÍTULO 2: OBJETIVOS.....</b>	<b>03</b>
<b>CAPÍTULO 3: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>04</b>
3.1. Ferro fundido nodular.....	04
3.1.1. Solidificação dos ferros fundidos nodulares.....	04
3.1.2. Tratamento de nodularização e inoculação.....	05
3.1.3. Processos de nodularização.....	07
3.1.4. Variáveis que afetam o número de nódulos de grafita.....	09
3.1.4.1. Carbono-equivalente.....	10
3.1.4.2. Velocidade de resfriamento.....	11
3.1.4.3. Tratamento de inoculação.....	15
3.1.4.4. Influência do Bismuto.....	19
3.1.4.5. Temperatura do metal no forno.....	21
3.1.4.6. Processo de nodularização.....	21
3.1.5. Efeito do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas.....	22

3.2. ADI - Ferro fundido nodular austemperado.....	26
3.2.1. Aspectos gerais e especificações.....	26
3.2.1.1. Ciclo do tratamento térmico de austêmpera.....	28
3.2.1.2. Propriedades mecânicas do ADI.....	30
3.2.2. Obtenção da peça fundida.....	34
3.2.2.1. Composição química.....	35
3.2.2.2. Segregação de elementos.....	37
3.2.3. Tratamento térmico de austêmpera.....	39
3.2.4. Influência da temperatura e do tempo de austenitização.....	41
3.2.4.1. Temperatura de austenitização.....	41
3.2.4.2. Tempo de austenitização.....	42
3.2.5. Influência da velocidade de resfriamento.....	43
3.2.6. Influência da temperatura e do tempo de austêmpera.....	44
3.2.7. Influência dos elementos químicos.....	45
3.2.7.1. Influência do silício.....	46
3.2.7.2. Influência do manganês.....	48
3.2.7.3. Influência do molibdênio.....	49
3.2.7.4. Influência do cobre.....	50
3.2.7.5. Influência do fósforo.....	51
3.2.7.6. Influência do níquel.....	53
3.2.8. Influência do número de nódulos de grafita no ADI.....	54
<b>CAPÍTULO 4: METODOLOGIA.....</b>	<b>58</b>
4.1. Obtenção dos blocos em Y.....	58
4.2. Ensaio de Dilatometria.....	64
4.3. Tratamento Térmico de Austêmpera.....	65
4.4 Ensaio e análises.....	67

<b>CAPÍTULO 5: APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....</b>	<b>70</b>
5.1. Limite de Resistência à Tração e Limite de Escoamento.....	81
5.2. Alongamento.....	84
5.3. Dureza Brinell.....	89
5.4. Análises fractográficas.....	90
5.5. Tenacidade.....	91
<b>CAPÍTULO 6: CONCLUSÕES.....</b>	<b>92</b>
<b>CAPÍTULO 7: RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS .....</b>	<b>93</b>
<b>CAPÍTULO 8: SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>94</b>
<b>ANEXO.....</b>	<b>95</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>96</b>

**LISTA DE FIGURAS:**

Figura 1	Seção próxima do eutético no diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C.....	04
Figura 2	Panela para tratamento de nodularização – Processo <i>Tundish Cover</i> .....	07
Figura 3	Panela para tratamento de nodularização pelo processo Sanduíche	08
Figura 4	Processo de nodularização <i>In-mold</i> .....	08
Figura 5	Efeito do carbono equivalente na quantidade de nódulos em ferros fundidos com grafita esferoidal comerciais.....	11
Figura 6	Variação do número de nódulos ao longo da seção da peça fundida.....	12
Figura 7	Variação do número de nódulos em função da espessura do fundido e da utilização de cério.....	13
Figura 8	Efeito da quantidade de carbonetos na quantidade de nódulos (barra de 12,7mm diâmetro).....	14
Figura 9	Variação da quantidade de nódulos de grafita em função da adição de inoculante Fe-Si(75%) em corpos de prova de 25mm de espessura.....	16
Figura 10	Efeito da granulometria do inoculante no número de nódulos de grafita.....	17
Figura 11	Influência da perda de efeito do inoculante no número de nódulos de grafita.....	17
Figura 12	Efeito da adição de bismuto no número de nódulos de grafita.....	19
Figura 13	Efeito da adição de bismuto no número de nódulos de grafita.....	20
Figura 14	Efeito do número de nódulos na resistência ao impacto do ferro fundido nodular ferrítico.....	24
Figura 15	Microestrutura típica de um ADI apresentando a ferrita e a austenita estável com alto teor em carbono.....	26
Figura 16	Ciclo de tratamento térmico para obtenção do ADI superposto a um diagrama TTT.....	28
Figura 17	Propriedades de resistência do ADI e do ferro nodular em relação ao atendimento às normas ASTM A 897 e A 536.....	30
Figura 18	Influência da quantidade de microrrechupes no alongamento do ADI.....	35



Figura 19	Representação esquemática da segregação dos elementos na microestrutura do ADI.....	38
Figura 20	Gráfico esquemático apresentando os dois estádios da reação e a janela do processo em função do tempo de austêmpera.....	39
Figura 21	Representação esquemática do crescimento dos feixes de ferrita (fase $\alpha$ ) a partir do contorno de grão (CG) na austenita (fase $\gamma$ ) e a criação de zonas de austenita com um alto teor de carbono (fase $\gamma_{\text{alto C}}$ ).....	40
Figura 22	Influência da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas do ADI.....	42
Figura 23	Diagrama esquemático mostrando o efeito da velocidade de resfriamento na reação da austenita na austêmpera.....	44
Figura 24	Influência de pequenas variações de temperatura de austêmpera no alongamento.....	45
Figura 25	Influência de pequenas variações de temperatura de austêmpera nos limites de resistência à tração (LR) e escoamento (LE).....	45
Figura 26	Influência dos elementos de liga no diâmetro máximo para se obter uma estrutura austemperada em função da temperatura de austêmpera.....	46
Figura 27	Efeito do silício no limite de resistência à tração e no alongamento do ADI por uma hora nas temperaturas indicadas.....	47
Figura 28	Influência do manganês no limite de resistência e no alongamento do ADI.....	49
Figura 29	Efeito do molibdênio sobre o limite de resistência à tração, o alongamento e a dureza do ADI.....	50
Figura 30	Efeito do cobre sobre o limite de resistência à tração, o alongamento e a dureza do ADI.....	51
Figura 31	Efeito do fósforo no limite de escoamento e limite de resistência do ADI a 300 a 375 <sup>o</sup> C por 1, 3, 8 e 24 horas.....	52
Figura 32	Efeito do níquel sobre o limite de resistência à tração, o alongamento e a dureza do ADI.....	54
Figura 33	Regiões segregadas em branco com alto teor de manganês.....	56
Figura 34	Influência do número de nódulos de grafita no alongamento.....	56

Figura 35	Fluxograma descrevendo o procedimento experimental.....	59
Figura 36	Vista frontal e lateral do bloco Y mostrando o posicionamento dos dois corpos de prova.....	60
Figura 37	Quadro esquemático mostrando o resumo da etapa do procedimento experimental referente à produção dos blocos Y.....	61
Figura 38	Blocos Y com canais obtidos pelo processo de nodularização “ <i>In mold</i> ”.....	63
Figura 39	Blocos Y com canais obtidos pelo processo de nodularização “Sanduíche”.....	64
Figura 40	Posicionamento e fixação das barras de 17X25X330mm Dentro do cesto de tratamento térmico.....	65
Figura 41	Forno de austenitização e forno de banho de sais.....	66
Figura 42	Corpo de prova usinado conforme ASTM A 897M.....	67
Figura 43	Corpo de prova sendo submetido a ensaio de tração.....	68
Figura 44	Número de nódulos/mm <sup>2</sup> apresentados em algumas amostras. Microscopia óptica.....	71
Figura 45	Fotomicrografia do ferro fundido nodular bruto de fusão, (a) sem ataque e (b) com ataque reativo nital 2%. Microscopia óptica.....	72
Figura 46	Variação do grau de nodularização em função do número de nódulos/mm <sup>2</sup> .....	73
Figura 47	Fotomicrografia de uma amostra com 87nódulos/mm <sup>2</sup> . MEV.....	74
Figura 48	Fotomicrografia de uma amostra com 123 nódulos/mm <sup>2</sup> . MEV.....	74
Figura 49	Fotomicrografia de uma amostra com 128 nódulos/mm <sup>2</sup> . MEV.....	75
Figura 50	Fotomicrografia de uma amostra com 215 nódulos/mm <sup>2</sup> . MEV.....	75
Figura 51	Fotomicrografia de uma amostra com 240 nódulos/mm <sup>2</sup> . MEV.....	76
Figura 52	Fotomicrografia de uma amostra com 387 nódulos/mm <sup>2</sup> . MEV.....	76
Figura 53	Fotomicrografia de uma amostra com 661 nódulos/mm <sup>2</sup> . MEV.....	77
Figura 54	Fotomicrografia de uma amostra com 784 nódulos/mm <sup>2</sup> . MEV.....	77
Figura 55	Fotomicrografias obtidas através de microscopia ótica de 4 amostras, (a) amostra com 98 nódulos/mm <sup>2</sup> , (b) amostra com 98 nódulos/mm <sup>2</sup> , (c) amostra com 660 nódulos/mm <sup>2</sup> e (d) amostra com 784 nódulos/mm <sup>2</sup> . Microscopia óptica.....	78
Figura 56	Variação do limite de resistência à tração em função do número de nódulos de grafita/mm <sup>2</sup> .....	80

Figura 57	Varição do limite de escoamento em função do número de nódulos de grafita/mm <sup>2</sup> .....	80
Figura 58	Nucleação e propagação de trinca na interface grafita-matriz observado por DAÍ, P.Q. <i>et al.</i> (2001).....	82
Figura 59	Propagação de trincas na interface ferrita-austenita observado por DAÍ, P.Q. <i>et al.</i> (2001).....	82
Figura 60	Varição do alongamento em função do número de nódulos de grafita/mm <sup>2</sup> .....	84
Figura 61	Concentração dos elementos entre dois nódulos de grafita.....	85
Figura 62	Fotomicrografias de uma amostra com 87 nódulos/mm <sup>2</sup> apresentando as regiões segregadas entre os nódulos de grafita com austenita não estabilizada.....	86
Figura 63	Regiões segregadas entre os nódulos de grafita: (a) amostra com 98 nódulos/mm <sup>2</sup> e (b) amostra com 784 nódulos/mm <sup>2</sup> .....	87
Figura 64	Varição do alongamento em função da fração volumétrica de austenita.....	87
Figura 65	Varição da microdureza Vickers em função do número de nódulos de grafita/mm <sup>2</sup> .....	88
Figura 66	Varição da dureza Brinell em função do número de nódulos de grafita/mm <sup>2</sup> .....	89
Figura 67	Fractografia de 04 amostras obtidas em microscópio eletrônico de varredura com ampliação de 1500X sendo (a) 87 nódulos/mm <sup>2</sup> , (b) 215 nódulos/mm <sup>2</sup> , (c) 670 nódulos/mm <sup>2</sup> e (d) 784 nódulos/mm <sup>2</sup> .....	90
Figura 68	Varição do limite de resistência à tração em função do alongamento.....	91

**LISTA DE TABELAS:**

Tabela III.1	Comparativo entre número de nódulos obtidos X processos de nodularização.....	22
Tabela III.2	Valores de resistência ao impacto em amostras Com diferentes números de nódulos.....	25
Tabela III.3	Propriedades do ADI.....	31
Tabela III.4	Especificação para ADI segundo norma JIS G5503, Japão – 1995...	31
Tabela III.5	Especificação para o ADI proposto pelo BCIRA – Inglaterra.....	32
Tabela III.6	Especificação para o ADI utilizada por AmCast’s “CastTuf” – EUA....	32
Tabela III.7	Especificação para o ADI proposto pela VDG – Alemanha.....	32
Tabela III.8	Especificação para o ADI proposto pela QIT – Canadá.....	33
Tabela III.9	Especificação para o ADI proposto per Hogfor da Kymmene (Stromberg Corp.) – Finlândia.....	33
Tabela IV.1	Composição química dos ferros-liga utilizados.....	62
Tabela IV.2	Faixa de composição química prevista Para o ferro fundido nodular.....	62
Tabela V.I	Resultados das análises químicas obtidas nas três fusões de ferro fundido nodular.....	70
Tabela V.II	Frações volumétricas das fases em função do número de nódulos/mm <sup>2</sup> .....	79

**LISTA DE NOTAÇÕES:**

<b>Símbolo</b>	<b>Significado</b>
ADI	Austempered Ductile Iron
A	Alongamento
CE	Carbono Equivalente
CG	Contorno de grão
Cm	Cementita
Cp	Corpo de prova
Fe-C-Si	Ferro Carbono Silício
Fe-Si	Ferro Silício
Fe-Si-Mg	Ferro Silício Magnésio
Fe-C	Ferro carbono
Fe <sub>3</sub> C	Cementita
GN	Grau de nodularização
G	Grafita
HB	Dureza Brinell
HV	Microdureza Vickers
J	Joule
Líqu.	Líquido
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de ruptura
MPa	Mega Pascal
N	Número de nódulos de grafita/mm <sup>2</sup>
Ni <sub>3</sub> C	Carboneto de níquel
RCF	Resistência à fadiga por contato
TEE	Temperatura de solidificação eutética estável
TEM	Temperatura de solidificação eutética metaestável
TR	Terras raras
$\alpha$	Ferrita
$\gamma$	Austenita
$\gamma_0$	Austenita inicial
$\theta$	Ângulo de Bragg

## RESUMO

Nos últimos anos, o ferro fundido nodular austemperado emergiu como um importante material da engenharia por apresentar excelentes propriedades mecânicas. Estas propriedades, resultantes de uma microestrutura formada de nódulos de grafita e ausferrita, incluem alta resistência mecânica, ductilidade, tenacidade, boa resistência ao desgaste e boa usinabilidade.

Ao longo dos anos, tem havido uma atenção especial no estudo da influência das variações de processo nessas propriedades. No entanto, sabe-se que, durante o processo de solidificação, um maior número de nódulos de grafita desempenham um papel importante na formação da microestrutura por diminuírem as regiões de segregação promovendo, assim, a formação de microestruturas mais homogêneas.

Apresenta-se neste trabalho a influência do número de nódulos de grafita no limite de resistência à tração, limite de escoamento, alongamento e na dureza Brinell de um ferro fundido nodular austemperado. Foram obtidas 43 amostras com uma variação de 87 a 784 nódulos de grafita/mm<sup>2</sup> utilizando variações na velocidade de resfriamento, na taxa de inoculação e no tipo de processo de nodularização.

Todas as amostras, apresentando a mesma composição química, foram austenitizadas na temperatura de 885°C por 2 horas, resfriadas e mantidas em banho de sais na temperatura de 360°C por 1,5 horas.

Análises metalográficas por microscopia óptica, análises por microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-X foram realizadas com o objetivo de correlacionar as propriedades mecânicas obtidas com a microestrutura.

Os resultados obtidos nos ensaios mecânicos mostraram uma tendência no aumento do limite de resistência à tração à medida que se aumentou o número de nódulos de grafita. Já o limite de escoamento se mostrou sem alterações. Foram observados que o alongamento aumentou sensivelmente e a dureza Brinell diminuiu gradativamente com o aumento do número de nódulos de grafita.

## ABSTRACT

In recent years, austempered ductile cast irons (ADI) has emerged as a major engineering material because of its excellent mechanical properties. These properties, as result of a microstructure containing spheroidal graphite and ausferrite, include high strength, ductility, toughness, good wear resistance and machinability.

Through the years, the study of influence of process variation on these properties has had special attention. However, during solidification, a high graphite nodule count exerts an important role in microstructure formation because it decreases the segregation regions contributing to obtain a homogeneous microstructures.

The present work describes the influence of graphite nodule count on the ultimate tensile strength, yield strength, elongation and Brinell hardness of an austempered ductile iron. It was obtained 43 samples with between 87 and 784 graphite nodule/mm<sup>2</sup> using different cooling rate, inoculation rate and nodularization process variations. All the samples, having the same chemical composition, were austenitized at 885°C for 2 hours, then quenched and kepted in a salt bath of 360°C for 1,5 hours. Metallography, scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction analysis were performed to correlate the mechanical properties attained with the microstructural observation.

The results of this investigation indicated a tendency of the ultimate tensile strength to increase with the nodule count while the yield strength didn't change. It was observed that the elongation increased significantly and the Brinell hardness decreased as nodule count was increased.

## Capítulo 1 – Introdução

A utilização dos ferros fundidos nodulares tem aumentado sistematicamente desde a sua introdução no mercado em 1950 devido a suas excelentes propriedades mecânicas associado a um baixo custo. Já o desenvolvimento do ferro fundido nodular austemperado, ADI, abreviatura da denominação inglesa *Austempered Ductile Iron*, em 1970, deu um novo impulso nas aplicações do ferro fundido nodular, graças à excelente combinação de resistência mecânica e tenacidade.

O ADI é um produto elaborado em duas etapas, a fundição de um ferro nodular, seguida de tratamento térmico de austêmpera do mesmo. A austêmpera não é um tratamento térmico novo e já é aplicado há várias décadas a aços trabalhados. As propriedades do ADI – elevada resistência mecânica, superior à dos aços carbono forjados, e elevada ductilidade, inferior à dos aços, mas muito superior à dos demais tipos de ferros fundidos – são o resultado da interação entre o tratamento de austêmpera e os teores de carbono e silício mais elevados da matriz.

É possível obter, nos ferros nodulares convencionais, resistência à tração de 380MPa com alongamento de 17%. Para valores mais elevados de resistência, da ordem de 800MPa, o alongamento cai para somente 1 a 2%. No ADI, é possível obter valores de resistência à tração da ordem de 850 a 1.600MPa e limite de escoamento variando de 550 a 1.300MPa, com alongamento caindo de 10% nas classes de menor resistência para valores desprezíveis nas classes de maior resistência.

Segundo a literatura disponível, o sucesso na obtenção do ADI depende, dentre outras variáveis, da qualidade da peça obtida no processo de fundição. Algumas exigências para as peças fundidas são impostas no sentido de garantir as propriedades mecânicas após o tratamento de austêmpera. Podem-se citar como exigências a ausência de inclusões, carbonetos, microrrechupes e porosidades diversas. As propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade podem-se reduzir drasticamente caso as peças fundidas apresentem os defeitos acima mencionados. Outras exigências se referem a um número mínimo de nódulos de grafita que deve estar em torno de 100 nódulos/mm<sup>2</sup> e grau de nodularização mínimo em torno de 85%.



Muitas outras variáveis também interferem nas propriedades finais do ADI dentre as quais podem-se destacar:

- composição química;
- temperatura de austenitização;
- resfriamento até a temperatura de austêmpera;
- temperatura de austêmpera;
- tempo de austêmpera.

No entanto, sabe-se que, no processo de fundição, o número de nódulos de grafita nas peças fundidas é fortemente afetado pelo processo de fundição adotado, velocidade de resfriamento, composição química do metal base, temperatura e tempo de manutenção desse no forno de fusão, tratamento de inoculação, tipo de inoculante, granulometria do inoculante e pela adição de elementos químicos especiais etc, podendo variar de 50 a 2000 nódulos/mm<sup>2</sup>.

Não foram encontrados na literatura, dados consistentes que possam ajudar os fabricantes de peças em ADI a definir uma faixa de valores de número de nódulos de grafita que possa garantir as propriedades mecânicas exigidas ou como se comportam as propriedades mecânicas do ADI quando varia o número de nódulos.

Discute-se, ao longo deste trabalho, uma revisão bibliográfica e metodologia no sentido de avaliar a influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ADI.

## **Capítulo 2 - Objetivos**

Para uma dada composição química e ciclo de tratamento térmico, avaliar a influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas (limite de resistência à tração, limite de escoamento, alongamento e dureza) do ferro fundido nodular austemperado.

Fornecer à indústria de fundição parâmetros que possam auxiliar os fundidores a atingir as propriedades mecânicas exigidas para aplicação dos componentes mecânicos e garantir repetibilidade no processo de fabricação.

## Capítulo 3 – Revisão Bibliográfica

### 3.1 Ferro fundido nodular

#### 3.1.1 Solidificação dos ferros fundidos nodulares (SANTOS,1989)

O sistema Fe-C apresenta dois eutéticos provenientes da existência de dois equilíbrios: estável e metaestável. O eutético estável é formado por austenita e grafita e o metaestável é constituído por austenita e carbonetos. A região do eutético do sistema Fe-C, apresentado na Figura 1, apresenta a diferença de temperaturas de equilíbrio do eutético estável e do eutético metaestável de aproximadamente 7°C.

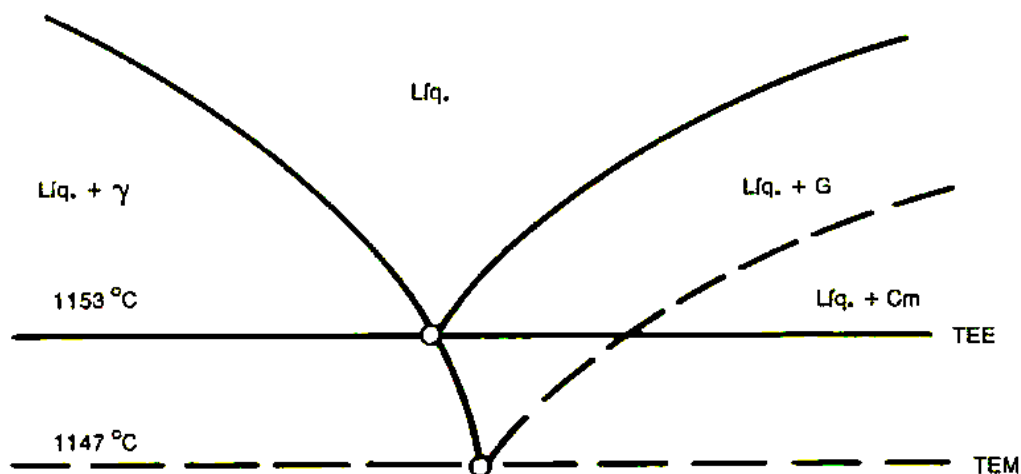


Figura 1 – Seção próxima do eutético no diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C.

Para os ferros fundidos hipoeutéticos, a solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita relativamente pobres em carbono. À medida que a temperatura diminui, o líquido residual torna-se mais rico em carbono e silício que são rejeitados à proporção que a austenita cresce. Após um determinado superesfriamento abaixo da temperatura do eutético estável, começam a formar os nódulos de grafita no líquido residual saturado em carbono e silício. A curva de resfriamento exibe então um patamar que depende das condições de nucleação e de resfriamento do banho metálico, uma vez que esses são fatores determinantes do tempo e da temperatura

para os quais o calor liberado pela solidificação (calor latente de solidificação), compensa a perda de calor para o meio externo, decorrente da velocidade de extração de calor pelo molde. Os nódulos de grafita formados a partir do líquido são posteriormente encapsulados por um envólucro de austenita. O crescimento dessas células ou grãos eutéticos prossegue até que todo o calor latente de solidificação seja liberado, quando a reação se completa.

Para as ligas eutéticas, a solidificação inicia-se após um certo superesfriamento abaixo da temperatura do eutético, com a formação de nódulos de grafita em contato direto com o líquido. A grafita é posteriormente envolvida pela austenita formada na reação eutética, completando-se o processo após a liberação do calor latente de solidificação. Nessas ligas não deveria ocorrer a formação de dendritas de austenita. Todavia, como ocorre um superesfriamento antes da formação dos nódulos de grafita e, como se tem geralmente gradientes elevados de temperatura nas placas fundidas, pode haver a formação de uma fina rede de austenita.

A estrutura dos ferros fundidos nodulares hipereutéticos difere das anteriores, pois nestas ligas a grafita é a fase primária. Abaixo da temperatura de liquidus hipereutética a grafita nodular precipita-se a partir do banho que, à medida que a temperatura diminui, tem sua composição cada vez mais próxima da eutética. A reação eutética verifica-se após um determinado superesfriamento, formando-se então mais nódulos de grafita, os quais são posteriormente envolvidos pela austenita. Uma diferença fundamental que existe entre os nódulos observados em ligas hipereutéticas com relação aos obtidos em ligas eutéticas e hipoeutéticas, é a de que nas primeiras têm-se nódulos de tamanhos bastante diferentes. Os nódulos maiores são os correspondentes aos que se formaram entre as temperaturas de liquidus hipereutética e a do eutético, enquanto os menores são provenientes da reação eutética.

### **3.1.2 Tratamento de nodularização e inoculação**

Considerando um ferro fundido base, durante a solidificação no sistema estável, a grafita cresce na forma lamelar. O tratamento de nodularização tem como objetivo mudar a forma de crescimento da grafita para uma forma esferoidal ou nodular. Isto é conseguido, geralmente, através da adição de Fe-Si-Mg quando o metal é vertido para dentro das panelas de tratamento.

Outros elementos além do magnésio, também podem promover a formação de nódulos de grafita em ligas de Fe-C-Si, entre os quais cério, cálcio, lítio, bismuto, sódio, potássio, selênio, bário, estrôncio, zinco, escândio, neodímio, lantânio, alumínio, silício, ítrio e telúrio. Os elementos comercialmente empregados na fabricação dos ferros fundidos nodulares para promover a formação de nódulos de grafita são: magnésio, cério e cálcio, sendo o primeiro mais usado, quer na forma pura, quer na de ligas nodulizantes. O teor residual destes elementos é muito importante. Não deve exceder a certos limites, notadamente quando se emprega o magnésio como elemento nodulizante, uma vez que pode ocorrer a formação de carbonetos na solidificação, sendo então necessário efetuar-se tratamento térmico posterior para a decomposição desta fase. Outro problema observado quando os teores de magnésio são elevados, superiores a 0,10 %, é a formação de grafita degenerada, não nodular, tipo "spiky". Por outro lado, existe um limite inferior para o teor residual de elementos nodulizantes, abaixo do qual não se obtém grafita exclusivamente na forma de nódulos. Recomendam-se teores residuais de magnésio entre 0,03 a 0,06 % (SANTOS,1989).

A inoculação de ferros fundidos é o tratamento em que se efetua pouco antes do vazamento através da adição de compostos de função grafitizante, geralmente contendo alto teor de silício. Este tratamento tem por objetivo criar núcleos e promover a formação de grafita na solidificação dos ferros fundidos. A inoculação provoca um aumento no número de células eutéticas e uma diminuição do super-resfriamento necessário à solidificação, reduzindo, portanto, a velocidade de crescimento. Assim, este processo tem o efeito de aumentar o poder nucleante do metal líquido minimizando, para uma dada velocidade de extração de calor, a tendência à formação de ferro fundido branco.

Um grande número de inoculantes de função grafitizante é utilizado na elaboração dos ferros fundidos nodulares. O inoculante com função grafitizante de uso mais generalizado, e um dos mais eficientes é o Fe-Si (75-80%) adicionado, de preferência, após a liga nodulizante. A quantidade de inoculante utilizada depende de vários fatores. De maneira geral, utilizam-se geralmente 0,5 a 1% de Fe-Si (75%Si) ou 0,3 a 0,6% de inoculantes considerados mais eficientes (que contém Sr, Ba ou Ce), dependendo das condições grafitizantes do banho e das variáveis de processo (SANTOS,1989).

Uma das características da maioria dos inoculantes com função grafitizante, que são adicionados para atuarem sobre a nucleação do eutético gráfitico, é que seu efeito é transitório, decrescendo a eficiência com o tempo. Devido a isso, tendem a formarem-se menos nódulos, provocando um maior superesfriamento do metal líquido e, portanto, maior tendência ao aparecimento de carbonetos (PIESKE *et al.*, 1974).

Uma discussão mais ampla sobre tratamentos de nodularização e inoculação pode ser encontrada em diversos livros (SANTOS, 1989; BCIRA, 199\_).

### 3.1.3 Processos de nodularização

Os ferros-liga de baixo peso específico, como o Fe-Si-Mg, pelo seu custo menor são os agentes nodulizantes mais empregados. Estes ferros-liga podem ser adicionados utilizando vários processos diferentes. As figuras 2, 3 e 4 mostram três processos amplamente utilizados na indústria; processo Tundish Cover, processo Sanduíche e processo *In-mold* respectivamente.

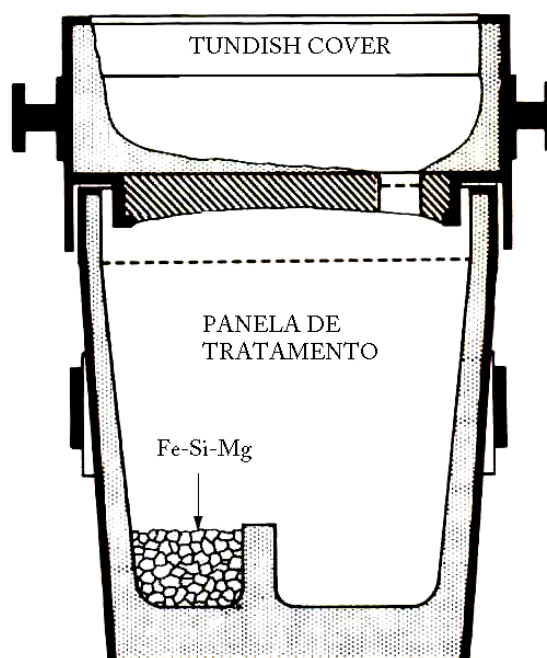


Figura 2 – Panela para tratamento de nodularização – Processo Tundish Cover (BCIRA, 199\_).

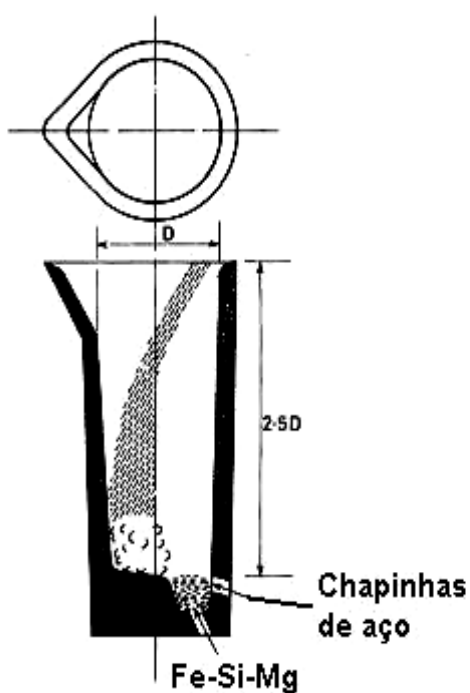


Figura 3 – Panela para tratamento de nodularização pelo processo Sanduíche (BCIRA, 199\_).

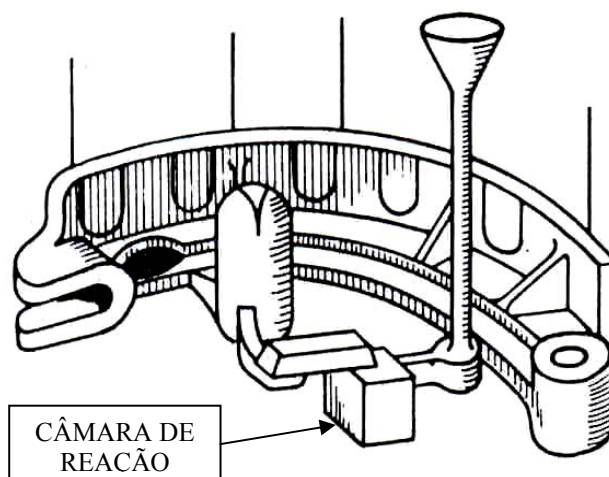


Figura 4 – Processo de nodularização *In-mold* (BCIRA, 199\_).

Existem diversos artigos e livros que abordam com profundidade estes e outros processos de nodularização (OLAH NETO, 1986; SANTOS, 1989; SMALLEY, 1975; BCIRA, 199\_).

### 3.1.4 Variáveis que afetam o número de nódulos de grafita

A característica principal dos ferros fundidos nodulares, além da presença de ferrita e perlita, é a presença de grafita em forma de nódulos dispersos na matriz metálica (TRUDEL e GAGNÉ, 1997).

Nos ferros fundidos nodulares, o número de nódulos é definido como o número de partículas de grafita por unidade de área. A terminologia usualmente utilizada é número de nódulos/mm<sup>2</sup> examinados em uma superfície polida ao microscópio com ampliação de 100X. Para ser considerado como tal, o nódulo deve ser circular ou apresentar uma forma próxima de um círculo perfeito. Essa característica do nódulo é chamado de grau de esferoidização ou grau de nodularidade que varia de 0 a 100%, ou seja, um nódulo perfeito tem um grau de nodularidade equivalente a 100%. Geralmente, o número de nódulos de grafita define a qualidade da peça fundida. Quanto maior o número, melhor (MULLINS, 2003).

O efeito do aumento no número de nódulos na qualidade da peça fundida pode ser relacionado com a melhor homogeneização da estrutura, decorrente do aumento do espaço para distribuição das segregações (contornos celulares). Estudos na área metalúrgica constataram que o número de células eutéticas no ferro fundido com grafita esferoidal é maior que nos de grafita lamelar. Sabe-se também que a adição de elementos nodulizantes torna mais intenso o superesfriamento – o que é considerado causa marcante do maior número de células do ferro fundido com grafita esferoidal quando comparado ao de grafita lamelar (MELO e CARMO, 1992).

Um aumento do número de nódulos de grafita tende a facilitar a incidência de ferrita. Tendo maior número de núcleos de grafita, a difusão do carbono para os nódulos é facilitada, o que implica em empobrecimento de carbono na matriz metálica. Isso não quer dizer que um ferro fundido com maior número de nódulos de grafita terá, necessariamente, maior proporção de ferrita. Há outras variáveis, como a composição química, que podem alterar o processo. Entre composições químicas similares submetidas ao mesmo processo de resfriamento, as que apresentarem maior número de núcleos de grafita tendem a apresentar maior proporção de ferrita. Por este aspecto, o aumento do número de nódulos tende a aumentar o alongamento, com a redução na resistência. O empobrecimento de carbono nas regiões adjacentes às grafitas pode ser observado nas análises metalográficas através dos chamados “olhos



de boi”, que são nódulos de grafita envolvidos por camada ferrítica (MELO e CARMO, 1992).

Por outro lado, a excessiva nucleação tende a aumentar o risco de ocorrerem rechupes, devido ao fato da nucleação mais intensa conferir um caráter eminentemente pastoso à solidificação, resultando em pequenas diferenças para o início de solidificação de várias regiões da peça. Apesar da forma da grafita ser o fator preponderante na determinação das características mecânicas do ferro fundido nodular, não é difícil de se compreender que ela está diretamente relacionada ao número de nódulos por unidade de área. Uma contagem elevada de nódulos esféricos implica em menor probabilidade de ocorrência de grafita de forma degenerada na microestrutura. A presença de carbonetos na matriz é bastante reduzida quando o número de nódulos é consistentemente elevado (MELO e CARMO, 1992).

Dentre os diversos fatores que afetam o número de nódulos de grafita por unidade de área destacam-se:

- carbono equivalente;
- velocidade de resfriamento;
- tratamento de inoculação;
- temperatura do metal no forno;
- elementos de liga;
- processo de nodularização utilizado.

#### **3.1.4.1 Carbono-equivalente**

Valores mais elevados de carbono-equivalente estabelecem melhores condições grafitizantes nos banhos. Até um determinado valor, o carbono-equivalente contribui de maneira significativa para o aumento do número de nódulos como mostra a figura 5 (MELO e CARMO, 1992).

Embora sejam desejáveis valores elevados de carbono equivalente para que se tenha uma nodularidade satisfatória, os problemas decorrentes da flutuação da grafita se tornam significantes para carbono equivalente elevados principalmente em seções

espessas. Como a grafita é menos densa que o ferro líquido, ela tenderá a flutuar à medida que os nódulos atinjam um tamanho considerável. Para um dado valor de carbono equivalente, este problema da flutuação da grafita será minimizado para elevadas contagens de nódulos por unidade de área (CONCEIÇÃO, 1977).

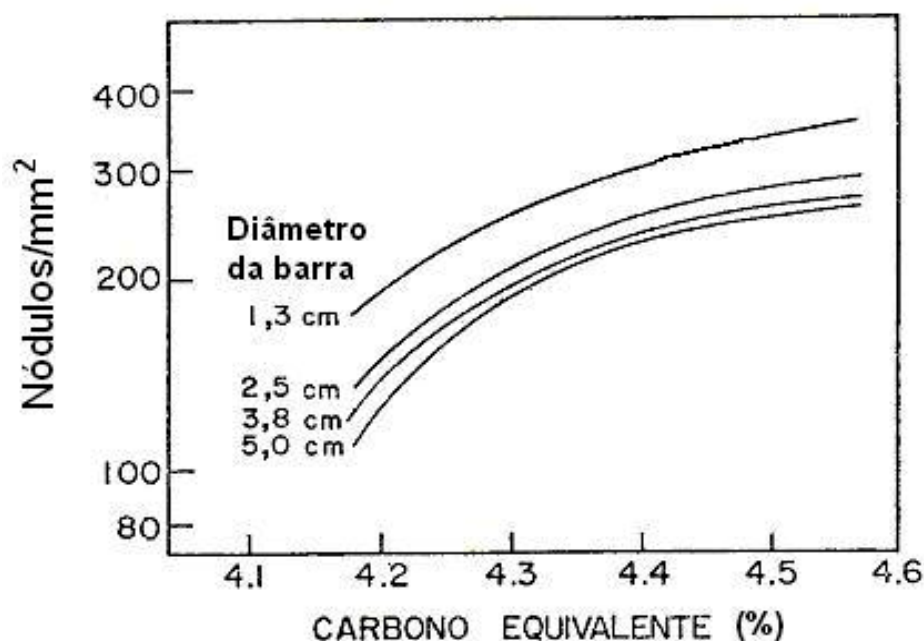


Figura 5 – Efeito do carbono equivalente na quantidade de nódulos em ferros fundidos nodulares comerciais (MELO e CARMO, 1992).

Na figura 5 se observa também que, para um dado valor de carbono equivalente, as peças com menores diâmetros apresentarão contagens mais elevadas. Este efeito está relacionado à velocidade de resfriamento. Peças com menores diâmetros se resfriam mais rapidamente, retendo um número elevado de nódulos de grafita. Isto porque o acentuado gradiente térmico a que são submetidas, além de aumentar o superesfriamento, tende a estabilizar a camada austenítica envolvente, evitando a dissolução dos nódulos (CONCEIÇÃO, 1977).

#### 3.1.4.2 Velocidade de resfriamento

Como velocidade de resfriamento, entende-se a queda de temperatura da peça fundida por unidade de tempo o que é influenciado pela espessura da seção do

fundido ou utilização de resfriadores metálicos. Uma certa relação existe entre o número de nódulos e a espessura do fundido. Quanto maior a espessura da peça, o que significa uma taxa de resfriamento menor, menor o número de nódulos. Contagens acima de 100 nódulos/mm<sup>2</sup> são comuns em espessura iguais ou acima de 100mm, ao passo que espessuras em torno de 6mm podem apresentar acima de 400 nódulos/mm<sup>2</sup> (MULLINS, 2003).

Taxas de transferência de calor maiores (peças mais finas - solidificação mais rápida) aumentam o número de nódulos. Espessuras menores do que 3mm podem produzir mais de 2000 nódulos/mm<sup>2</sup> (REBASA *et al.*, 2002).

Experiências realizadas por REESMAN e LOPER (1967) em uma liga com 4,3%C mostraram que o número de nódulos variou ao longo da espessura de um corpo de prova de 100mm de espessura como mostra a figura 6.

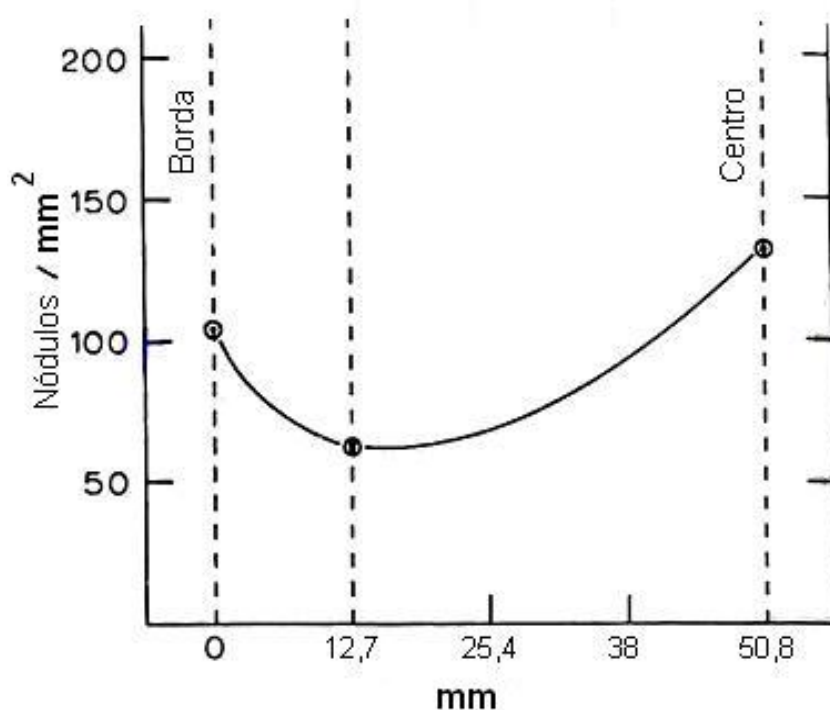


Fig. 6 – Variação do número de nódulos ao longo da seção da peça fundida (REESMAN e LOPER, 1967).

A figura 7 mostra o resultado de um trabalho realizado por EVANS *et al.* (1981) em ferros fundidos nodulares pós-inoculados com espessuras variando de 3,2 a 6,4mm onde se pode observar que:

- fundidos com pequena espessura tendem a apresentar um maior número de nódulos;
- à medida que a espessura do fundido aumenta diminui o número de nódulos;
- para uma mesma espessura, a utilização de cério como agente nodulizante tende a aumentar o número de nódulos;
- para uma mesma espessura, maiores adições de inoculantes à base de silício tendem a aumentar o número de nódulos.

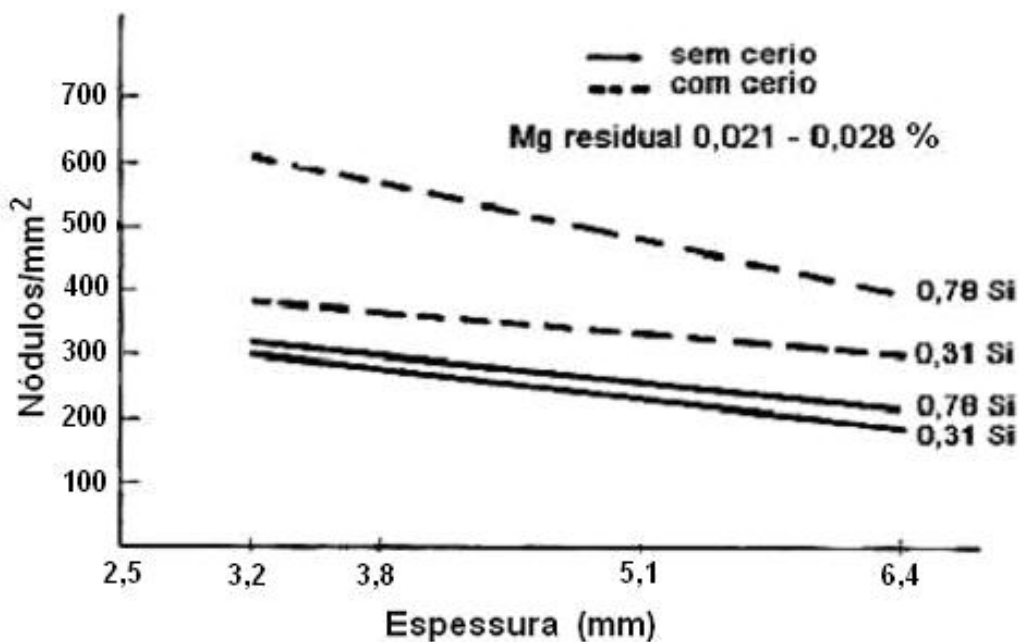


Figura 7 – Variação do número de nódulos em função da espessura do fundido e da utilização de cério (EVANS *et al.*, 1981).

Porém, um problema associado com a espessura do fundido consiste na formação de carbonetos e no desenvolvimento de formas degeneradas de grafitas. Seções muito finas, cuja taxa de extração de calor é muito elevada, tendem a solidificar segundo o diagrama metaestável com conseqüente formação de carbonetos. A presença de carbonetos afeta a quantidade de nódulos, como se observa na figura 8 (CONCEIÇÃO, 1977).

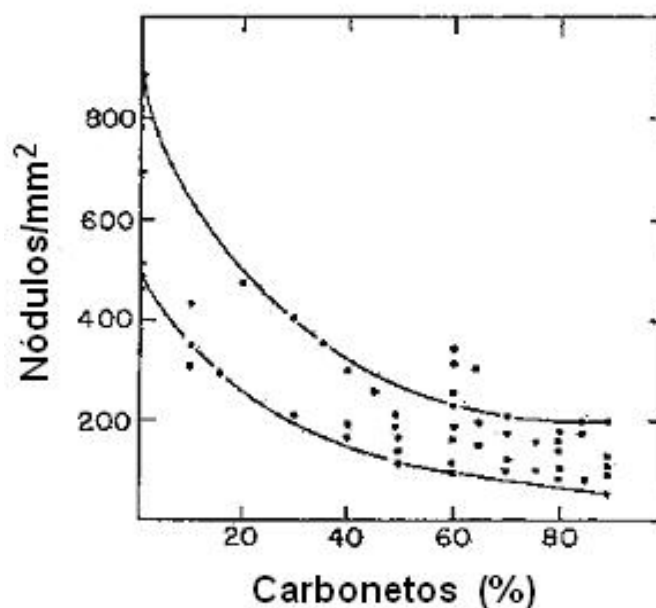


Figura 8 – Efeito da quantidade de carbonetos na quantidade de nódulos (barra de 12,7mm de diâmetro), (CONCEIÇÃO, 1977).

Os efeitos da segregação de elementos, particularmente daqueles promovedores da formação de carbonetos, são diminuídos quando se eleva o carbono equivalente, o que se deve ao aumento do número de nódulos de grafita, o que permite melhor distribuição desses elementos. Para um dado valor de carbono equivalente, o número de nódulos aumenta quando se emprega um teor de carbono mais elevado. A presença de carbonetos eutéticos, para uma dada velocidade de resfriamento e dada composição química base, é diminuída pelo aumento do grau de nucleação da grafita. Isto é conseguido pela adição de compostos com função grafitizante, prática esta denominada de inoculação (SANTOS e ALBERTIN, 1979).

A necessidade de se obter um elevado número de nódulos parece ser crítico não apenas para se evitar a formação de carbonetos eutéticos como também para diminuir a tendência ao aparecimento de grafita degenerada e excessiva segregação. Esta pode dar origem a carbonetos intercelulares (PIESKE *et al.*, 1974).

Como foi dito anteriormente, um alto número de nódulos evita a formação de carbonetos além de apresentar boas propriedades de fadiga. O número de nódulos nas diferentes espessuras de um fundido deve ser checado constantemente para garantir que o processo de fabricação está sob controle. Muitas fundições controlam o

número de nódulos em todos os corpos de prova como uma maneira de medir a qualidade do fundido (MULLINS, 2003).

No caso de peças espessas, o emprego de coquilhas também minimiza o efeito da espessura da seção. O aumento da velocidade de resfriamento permite a obtenção de um maior número de nódulos e de porcentagens mais elevadas de nódulos perfeitos. O maior número de nódulos e a maior velocidade de resfriamento contribuem para diminuir o acúmulo de elementos segregados nas últimas regiões a se solidificar. Diminuem também a flutuação da grafita, pela diminuição do tamanho dos nódulos e do tempo transcorrido durante a solidificação (SANTOS e ALBERTIN, 1979).

Aumentar a taxa de resfriamento é um método possível para aumentar o número de nódulos. O método mais utilizado é o emprego de moldes metálicos ou coquilhas. Porém, altas taxas de resfriamento podem conduzir à formação de carbonetos durante a solidificação (ASKELAND, 1975).

Vários autores, citados por SANTOS (1977), estudaram a solidificação de peças espessas de ferro fundido nodular empregando coquilhas, tendo verificado que essa prática resulta num aumento significativo da quantidade de nódulos presentes na microestrutura.

O alto número de nódulos é o resultado de uma alta taxa de resfriamento em seções finas, pós-inoculação ou devido à adição deliberada de elementos como o bismuto. Um aumento do número de nódulos é benéfico porque aumenta a relação área superficial/volume dos nódulos de grafita na estrutura e isto dificulta a formação de carbonetos e perlita nas paredes de seção fina (BCIRA, 199\_).

#### **3.1.4.3 Tratamento de inoculação**

Um dos aspectos mais importantes e que mais interferem na quantidade de nódulos de grafita é o processo de inoculação. Um aumento na taxa de inoculação usualmente aumenta o número de nódulos, todavia, um cuidado especial deve ser tomado no sentido de evitar uma alta concentração de silício resultante dos processos de inoculação e nodularização (MULLINS, 2003).

Os efeitos da quantidade de Fe-Si (75%) utilizado na inoculação de ferros fundidos nodulares foram estudados por SINÁTORA *et al*, citado por SANTOS (1989). Foi verificado que, para uma mesma composição química final e igual técnica de inoculação, o aumento da quantidade de Fe-Si(75%) provocou um acréscimo do número de nódulos de grafita, sendo este efeito mais pronunciado para corpos-de-prova de 25mm. Para espessuras menores, o efeito tornou-se menos nítido, em virtude do aumento do grau de nucleação causado pela maior velocidade de resfriamento. A figura 9 mostra a variação do número de nódulos de grafita com a quantidade de Fe-Si(75%), utilizando diferentes técnicas de inoculação. Esta figura refere-se a corpos-de-prova de 25mm de espessura em liga com 3,4%C e 2,8%Si. Pode-se observar que o aumento da taxa de inoculante Fe-Si (75%) e a técnica de pós-inoculação aumentam o número de nódulos.

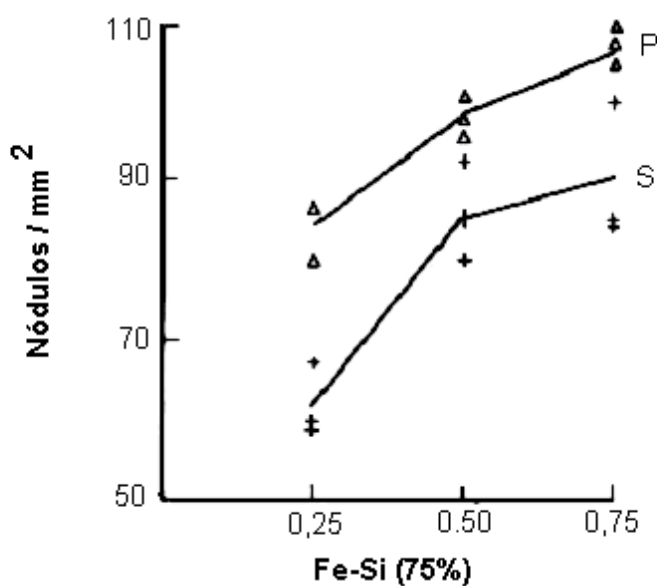


Figura 9 – Variação da quantidade de nódulos de grafita em função da adição de inoculante Fe-Si(75%) em corpos de prova de 25mm de espessura utilizando as técnicas de inoculação simples (S) e pós-inoculação (P) (SANTOS, 1989).

Outro parâmetro que influencia a quantidade de nódulos é a granulometria do inoculante. A figura 10 apresenta o número de nódulos de grafita por milímetro quadrado em função da granulometria do Fe-Si empregado na inoculação de corpos-de-prova de ferro fundido nodular de 20mm de diâmetro (SANTOS, 1989).

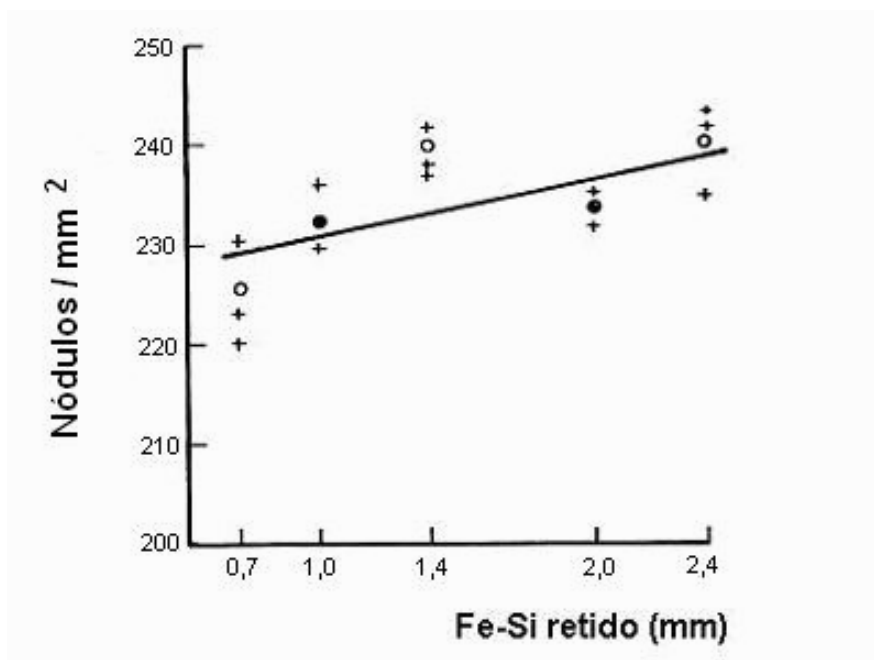


Figura 10 – Efeito da granulometria do inoculante no número de nódulos de grafita (SANTOS, 1989).

No entanto, todo tratamento de inoculação perde seu efeito com o tempo. A figura 11 mostra o efeito do tempo transcorrido entre a inoculação e o vazamento na contagem de nódulos para amostras de ferro fundido nodular com 3,5%C e 2,8%Si (CONCEIÇÃO, 1977).

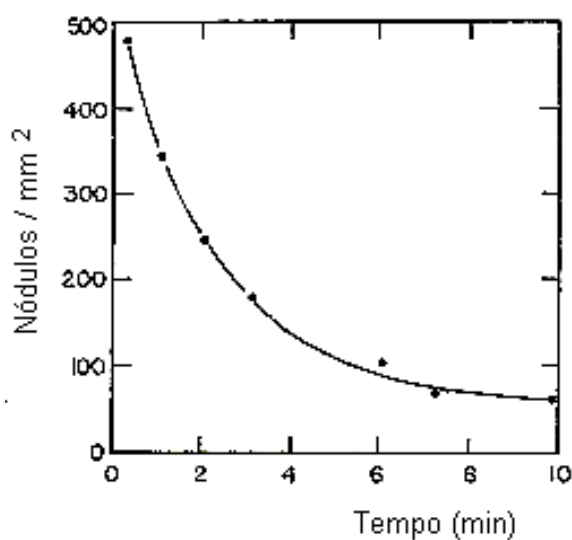


Figura 11 – Influência da perda de efeito do inoculante no número de nódulos de grafita (CONCEIÇÃO, 1977).



Normalmente, caso haja perda de efeito do inoculante, o efeito de uma pós-inoculação no número de nódulos tende a compensar este problema. Inoculação no jato de metal da panela para dentro do molde ou inoculação dentro do molde (Processo *Inmold*) tendem a aumentar o número de nódulos, provavelmente devido à eliminação da perda de efeito do inoculante (SANTOS, 1989).

Segundo FULLER (1979), a presença de bismuto em um ferro fundido nodular tratado com liga de magnésio também diminui a perda de efeito do inoculante.

Normalmente, os inoculantes apresentam em sua composição, além do Si, elementos como cálcio, alumínio, cério, lantânio, bário, bismuto, zircônio. A presença nos inoculantes de cério, lantânio, bário e bismuto conferem ao metal um aumento no número de nódulos/mm<sup>2</sup> (MULLINS, 2003).

Uma pesquisa realizada pela Ductile Iron Society (Projetos de Pesquisa 11 e 12), citado por MULLINS (2003), mostraram com relação ao aumento do número de nódulos:

- temperaturas de inoculação mais baixas tendem a aumentar o número de nódulos devido menor "Fading";
- teores de cálcio em torno de 1,5% nos Fe-Si tendem a aumentar o número de nódulos;
- foi obtido um maior número de nódulos com a presença de lantânio no Fe-Si do que a presença de cério isoladamente;
- inoculantes especiais tais como aqueles que contém bismuto e bário também promovem a formação de um alto número de nódulos.

Quanto à técnica de inoculação, as adições são tanto mais efetivas quanto mais próximas do vazamento forem feitas. Obtém-se elevado número de nódulos utilizando-se técnicas de pós-inoculação e adições no próprio molde, principalmente quando se utiliza inoculantes contendo, por exemplo, bário, estrôncio e terras-raras. Outro efeito decorrente do aumento do número de nódulos por meio de inoculação é a melhor distribuição de elementos segregados durante a solidificação, evitando-se assim a formação de uma rede de carbonetos intercelulares (SANTOS e ALBERTIN, 1979).

### 3.1.4.4 Influência do Bismuto

A presença de alguns elementos químicos, principalmente o bismuto, tende a aumentar o número de nódulos. A adição controlada de bismuto nos ferros fundidos nodulares, através dos inoculantes, aumenta o número de nódulos mais perfeitos, homogeneiza o tamanho, promove uma melhor distribuição dos mesmos e evita a formação de carbonetos (MOX, 2001).

LOPER e HEINE, citados por FULLER (1979) e FROEHLICH (1997), mostram que pequenas adições de bismuto durante o tratamento de inoculação dos ferros fundidos nodulares aumentam significativamente o número de nódulos como mostra a figura 12.

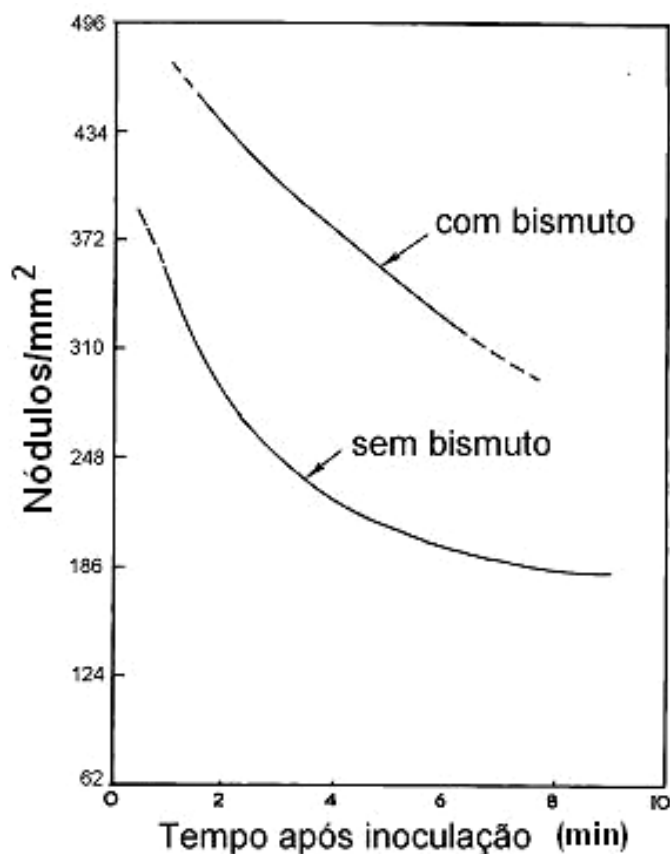


Figura 12 – Efeito da adição de bismuto no número de nódulos de grafita (FULLER, 1979).

Experiências realizadas por PIESKE *et al.* (1974) mostraram que um máximo número de nódulos foi obtido em corpos de prova com adição de 0,02% de bismuto com e sem a adição de 1g de Fe-Si no canal do molde como mostra a figura 13. A adição de

0,02% de bismuto tende a produzir duas vezes mais nódulos e adição de 0,02% de bismuto juntamente com a adição de 1g de Fe-Si no canal do molde obteve-se cerca de quatro vezes mais nódulos em relação às experiências sem o bismuto e sem a adição de Fe-Si no canal.

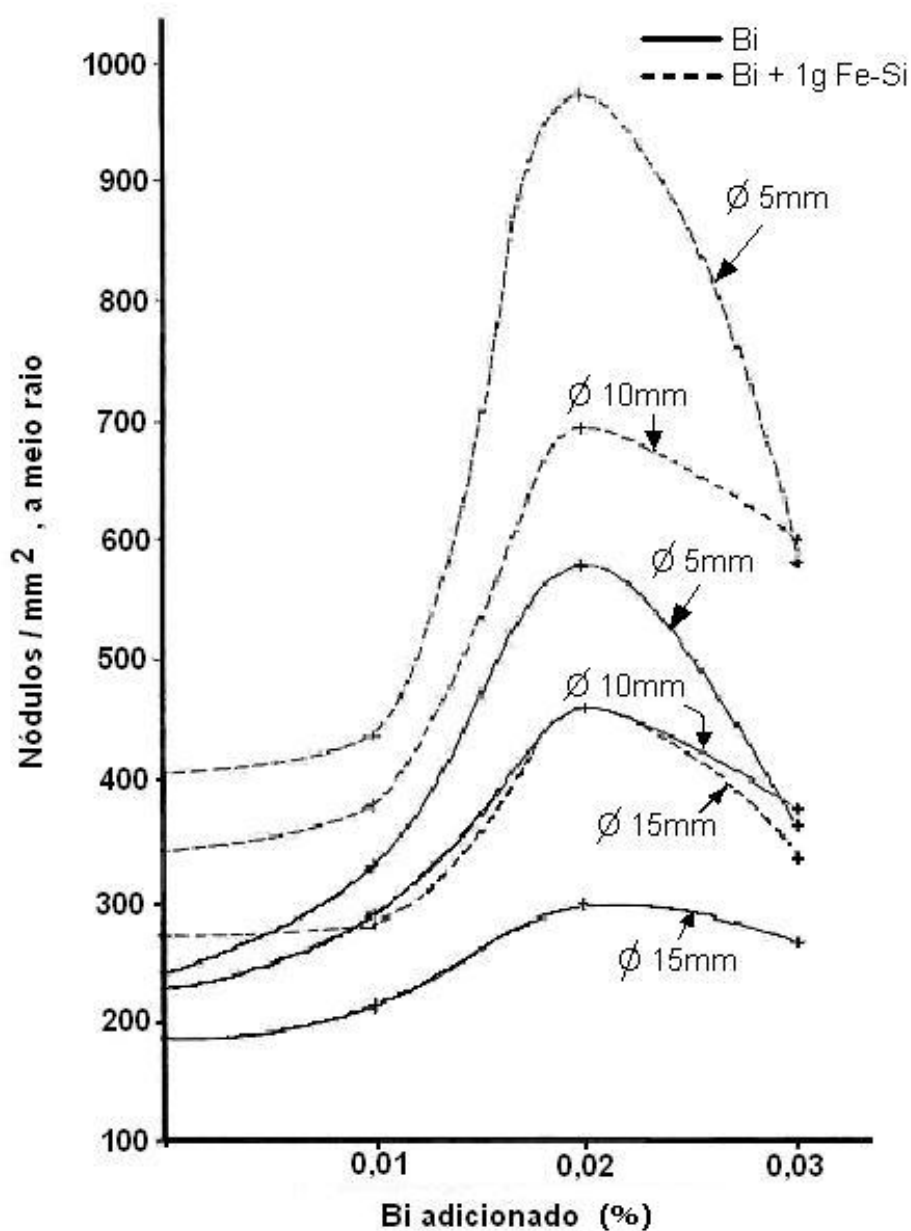


Figura 13 – Efeito da adição de bismuto no número de nódulos de grafita (PIESKE *et al.*, 1974).

A adição de bismuto na inoculação, além de aumentar o número de nódulos também tende a refinar a perlita FROEHLICH *et al.* (1997).

### 3.1.4.5 Temperatura do metal no forno

Uma prática comum e errônea nas fundições é permitir que temperatura do metal no forno ultrapasse 1520°C. No entanto, temperaturas elevadas no forno, normalmente acima de 1500°C por tempos prolongados, tendem a diminuir a taxa de nucleação com conseqüente diminuição no número de nódulos de grafita. Isto se deve ao fato de que temperaturas elevadas queimam os núcleos já presentes no banho. Uma taxa de nucleação baixa aumenta o superesfriamento durante a solidificação tendendo a formar carbonetos.

### 3.1.4.6 Processo de nodularização

O tipo de processo utilizado para a produção do ferro fundido nodular também afeta de maneira significativa o número de nódulos na peça fundida. Dentre os diversos processos utilizados para a obtenção de peças fundidas destacam-se:

- processo de nodularização e inoculação simultânea na panela, tradicionalmente chamada de “processo sanduíche” utilizando panela aberta;
- processo de nodularização e inoculação simultânea na panela utilizando panela tampada, processo este chamado de “*Tundish Cover*”;
- processo de nodularização através de injeção de fio contendo Fe-Si-Mg;
- processo “*In-mold*” onde a nodularização é realizada dentro da cavidade do molde.

Cada processo apresenta características próprias que conduzem a um maior ou menor número de nódulos. No processo “*In-mold*”, por exemplo, segundo SMALLEY (1975), o número de nódulos é aproximadamente três vezes maior do que o número obtido em processos convencionais e o diâmetro de cada nódulo é em média quatro vezes menor, conforme Tabela III.1

Tabela III.1 – Comparação entre número de nódulos obtidos versus processos de nodularização (SMALLEY, 1975)

	Nodularização na panela	Nodularização no molde Processo "In-mold"
Número de nódulos/mm <sup>2</sup>	160	400
Diâmetro do nódulo de grafita (mm)	5x10 <sup>-2</sup>	1x10 <sup>-2</sup>

### 3.1.5 Efeito do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas

O número de nódulos influencia as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular, embora essa influência não seja tão forte e direta quanto a da forma da grafita. Geralmente, um alto número de nódulos indica que o metal apresenta boas qualidades metalúrgicas, porém, há uma faixa ótima de número de nódulos para cada seção do fundido, e um número de nódulos em excesso pode resultar em uma degradação das propriedades mecânicas. O número de nódulos, por si só, não afeta fortemente as propriedades à tração, mas este afeta a microestrutura a qual pode influenciar significativamente as propriedades mecânicas:

- o número de nódulos influencia na quantidade de perlita do ferro fundido nodular bruto de fundição. Aumentando-se o número de nódulos, diminui-se a quantidade de perlita formada, diminuindo assim, a resistência e aumentando o alongamento;
- o número de nódulos afeta a formação de carbonetos. Com o aumento do número de nódulos há uma melhoria na resistência à tração, na ductilidade e usabilidade devido à redução na fração volumétrica de carbonetos, redução do nível de segregações e redução de carbonetos associados ao coquilhamento inverso;
- a homogeneidade da matriz também é influenciada pelo número de nódulos. Um aumento do número de nódulos produz uma microestrutura mais fina e homogênea. O refinamento da estrutura da matriz metálica reduz a segregação de

elementos indesejáveis que poderiam promover a formação de carbonetos intercelulares, perlita ou grafita degenerada;

- o número de nódulos afeta o tamanho e a forma da grafita. Um aumento do número de nódulos resulta em uma diminuição de seu tamanho o qual melhora as propriedades de tração, fadiga e fratura. A prática da inoculação utilizada para aumentar o número de nódulos faz com este se torne mais esférico. Desta forma, um alto número de nódulos está geralmente associado à uma melhoria no grau de nodularização da grafita (SORELMETAL, 1990).

O número de nódulos tem um efeito pronunciado sobre a matriz metálica sendo que um alto número de nódulos resulta em uma alta fração volumétrica de ferrita. Contudo, para reduzir a fração de perlita ainda mais, particularmente abaixo de 10%, é preciso aumentar muito o número de nódulos. A taxa de resfriamento na região eutetóide tem um efeito pronunciado na estrutura da matriz metálica. Um aumento na taxa de resfriamento aumenta a quantidade de perlita formada, mas a influência da taxa de resfriamento é mais pronunciada para baixo número de nódulos do que para alto número de nódulos (ASKELAND, 1975).

À medida que o número de nódulos aumenta, a estrutura e as propriedades se tornam mais uniformes, a segregação é reduzida e a formação de carbonetos é minimizada. Um alto número de nódulos geralmente produzirá um tamanho de nódulo mais uniforme. Adicionalmente, a resistência à fadiga e a usinabilidade, para uma dada matriz metálica irão melhorar (MULLINS, 2003).

O número de nódulos na estrutura tem um efeito sobre a tenacidade do ferro fundido nodular, embora esse efeito seja menor do que aquele causado por mudanças na composição química do material. Isto pode ser visto na figura 14, na qual se comparam as curvas de transição de duas amostras de ferro fundido nodular com 80 e 283 nódulos/mm<sup>2</sup> (BCIRA, 199\_).

Quando propriedades como tenacidade são importantes, técnicas para aumentar o número de nódulos devem ser conduzidas com cuidado. Como pode ser visto na figura 14, um ferro fundido nodular com um alto número de nódulos mantém seu valor de impacto em baixas temperaturas, embora o valor máximo que pode ser obtido

nesta condição é menor do que o nodular com pequeno número de nódulos. De acordo com a figura 14, se a especificação para a fabricação do fundido exigir 14J a  $-20^{\circ}\text{C}$ , então um alto número de nódulos deve ser evitado. Contudo, se a especificação exigir que os testes sejam realizados em baixas temperaturas como  $-40^{\circ}\text{C}$  ou  $-60^{\circ}\text{C}$ , um alto número de nódulos seria mais recomendado, dependendo do valor de impacto exigido (BCIRA, 199\_).

Estudos realizados por VATALUX *et al.* (1990) mostram que ferros fundidos nodulares com alto número de nódulos apresentaram uma diminuição na energia absorvida na temperatura ambiente e uma diminuição da temperatura de transição dúctil-frágil.

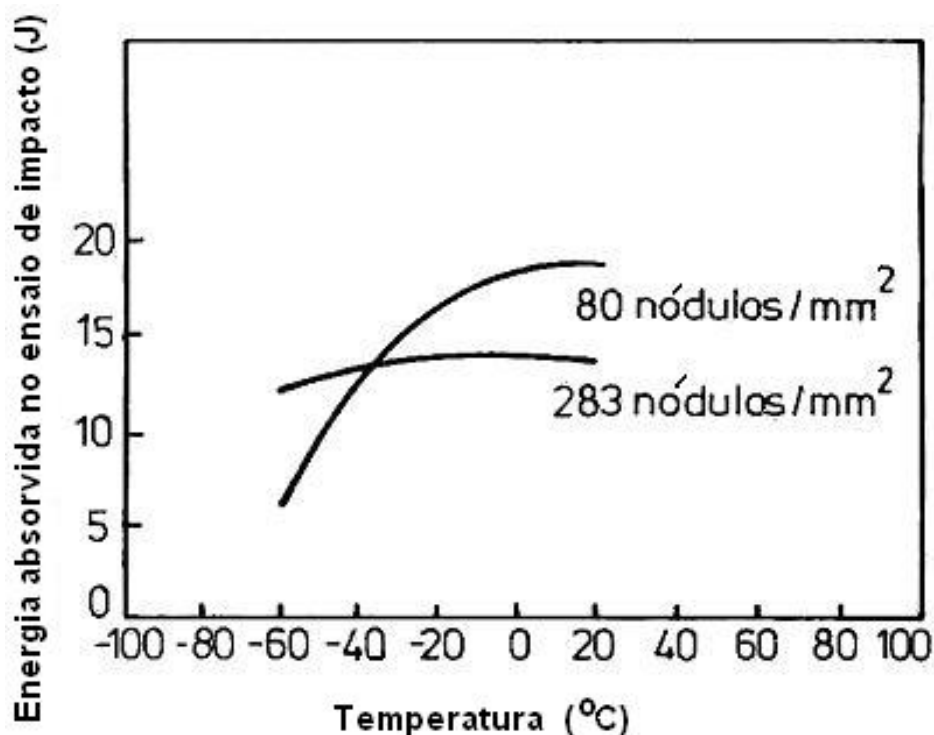


Figura 14 – Efeito do número de nódulos na resistência ao impacto do ferro fundido nodular ferrítico (BCIRA, 199\_).

Estudos realizados por SMALLEY (1975) mostram que os ferros fundidos nodulares ferríticos com alto número de nódulos mantêm os altos valores de tenacidade mesmo quando submetidos a baixas temperaturas conforme a Tabela III.2

Tabela III.2 – Valores de resistência ao impacto em amostras com diferente número de nódulos SMALLEY (1975).

Temperatura de teste °C	20°C	0°C	-22°C	-38°C	-52°C	Nódulos/mm <sup>2</sup>
Resistência ao Impacto Cp de 10mm entalhado	13	12,5	9	5	3	524
	13	12,5	10	6	6,5	684
	12,5	12,5	12,5	-	12	2540

O número de nódulos afeta a tenacidade à fratura de forma inversamente proporcional, pois sendo a ligação grafita/matriz fraca, o nódulo pode ser considerado um vazio e quanto menor o número destes “vazio”, melhor para a tenacidade. Portanto, o número de nódulos deve ser o mínimo necessário para a não formação de carbonetos intercelulares, com isto incrementando a tenacidade à fratura (FROEHLICH *et al.*, 1997).



## 3.2 ADI – Ferro Fundido Nodular Austemperado

### 3.2.1 Aspectos gerais e especificações

O ADI é um ferro fundido nodular ligado e tratado termicamente. A sua microestrutura, apresentada na figura 15, é formada por ferrita acicular e austenita estável com alto teor de carbono, resultando em elevados valores de resistência mecânica, ductilidade, resistência ao impacto e resistência ao desgaste. Com isto, o material proporciona grande flexibilidade na concepção e na fabricação de peças (CROKER, 1998; CARMO, 2001; HASSE, 1998).

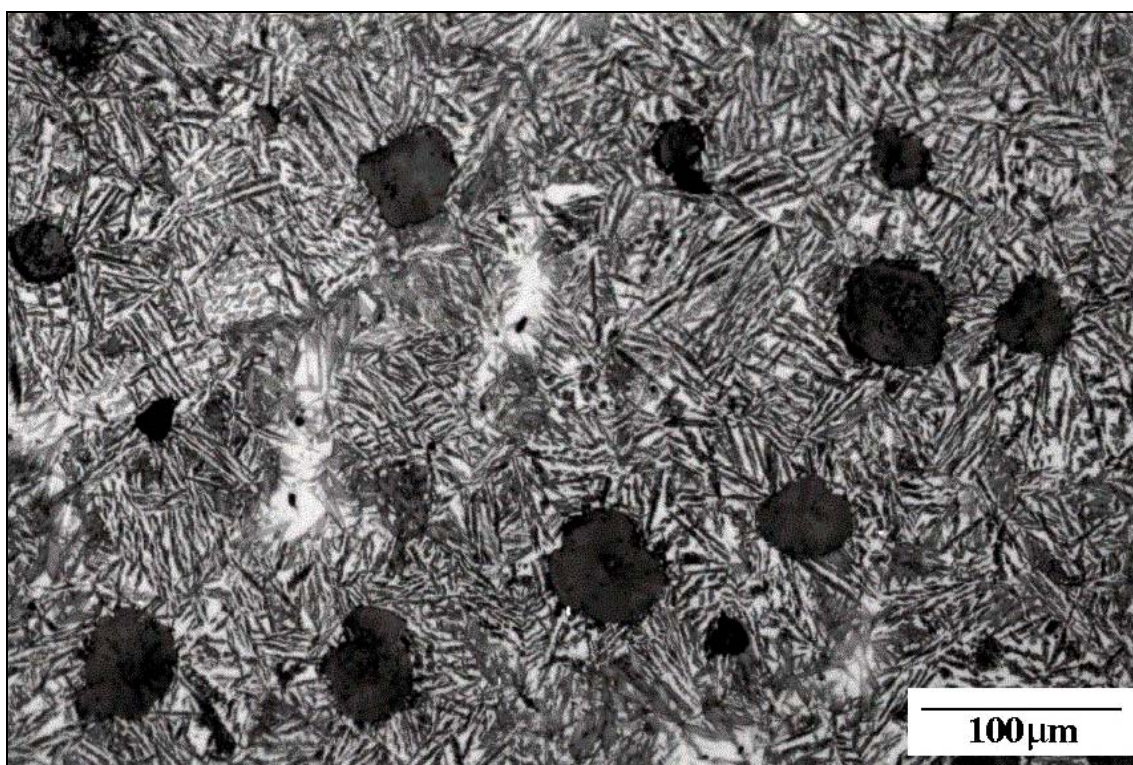


Figura 15 - Microestrutura típica de um ADI apresentando nódulo de grafita, ferrita acicular e austenita estável com um alto teor em carbono.

O tratamento térmico de austêmpera foi primeiramente desenvolvido para os aços por Davenport e Bain em 1930. Mais tarde, a microestrutura resultante – ferrita com carbonetos - foi nomeada de bainita em homenagem a Bain (ZIMBA *et al.*, 2003; HAYRYNEN *et al.*, 1990).

Sua microestrutura é composta de ferrita acicular e austenita estabilizada com alto teor de carbono. A microestrutura deve estar livre de perlita, bainita e martensita. Para esta estrutura, o nome tecnicamente aceito, por convenção, é ausferrita, que indica uma estrutura formada de austenita e ferrita (KOVACS, 1994).

KOVACS (1994) também comenta que: "quando a estrutura do ADI foi observada pela primeira vez, pensou-se ser a bainita, como nos aços, e, por isso, muitos artigos e patentes relacionados com o ADI denominaram-na de bainita. Alguns anos mais tarde, análises através de raios-X provaram que a estrutura não se tratava de bainita. No entanto, hoje se sabe que ausferrita e bainita são constituintes completamente distintos, pois a ausferrita é composta de ferrita e austenita, enquanto a bainita é composta de ferrita e carbonetos".

Ainda segundo KOVACS, o nome ausferrita, por si só, já é suficiente para indicar que a estrutura consiste de austenita estabilizada e ferrita acicular. A ausferrita é freqüente e erroneamente chamada de bainita porque, visualmente, as duas estruturas se parecem e também porque ambas se formam à mesma temperatura, embora em períodos distintos.

Embora o tratamento de austêmpera seja feito na região de transformação bainítica, antes de iniciar a reação de formação da bainita propriamente dita, uma microestrutura de ferrita e austenita com alta concentração de carbono é formada, o que justifica a nomenclatura de ausferrita. Esta é a estrutura do ADI, diferente da bainita obtida nos aços. Se o tempo de austêmpera for prolongado, a austenita com alto teor de carbono se transforma em bainita com conseqüente redução da tenacidade e ductilidade (ZIMBA *et al.*, 2003).

Após anos de pesquisa para identificar a microestrutura e atribuir-lhe um nome correto, em 1992, o nome ausferrita foi reconhecida pela norma ASTM A644-92 (HAYRYNEN, 2002; KOVACS, 1994; CROKER, 1998).

A norma ASTM A 897M – 1997 cita que a microestrutura resultante do tratamento térmico é formada por ferrita acicular e austenita. Neste trabalho, o termo ausferrita será utilizado para denominar a estrutura composta tão somente por ferrita acicular e austenita de alto teor em carbono (austenita estabilizada).

### 3.2.1.1 Ciclo do tratamento térmico de austêmpera

A figura 16 mostra um diagrama esquemático do ciclo de tratamento térmico utilizado na obtenção do ADI. Inicialmente a peça é aquecida até um intervalo de temperatura que varia entre 840-950°C (trecho A-B), permanecendo nesta temperatura até a completa austenitização que pode variar entre 1 a 3 horas (trecho B-C). Em seguida a peça é resfriada em um banho de sal na temperatura de austêmpera desejada (trecho C-D) e permanece nesta temperatura, selecionada num intervalo que varia entre 230-400°C, por 0,5 a 4 horas (trecho D-G). Se o resfriamento é feito corretamente até a temperatura desejada (D), após um período de incubação, a nucleação da ferrita começa no ponto E. A peça é mantida na temperatura de austêmpera (trecho E-G) até que toda a matriz seja transformada em ferrita acicular e austenita (KOVACS – 1994).

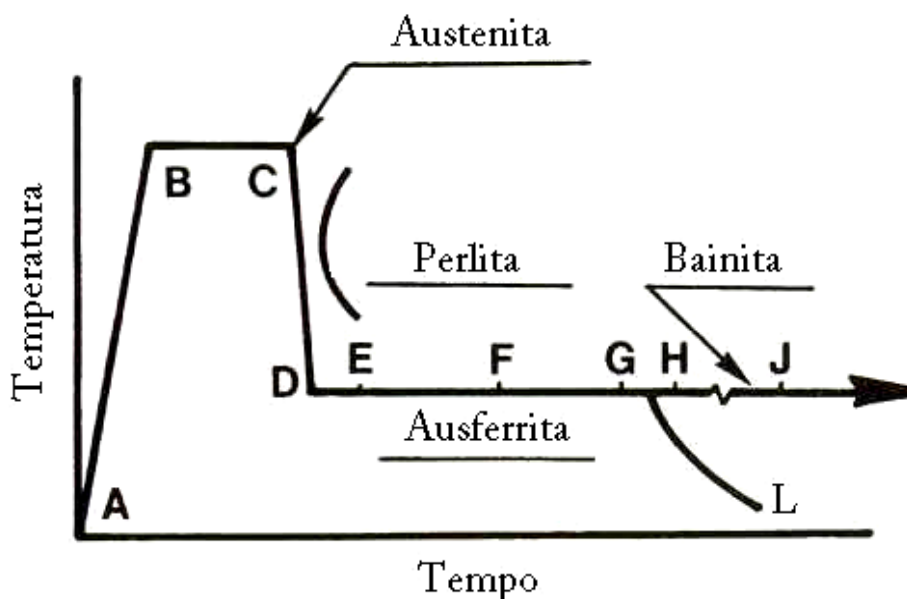


Figura 16 - Ciclo de tratamento térmico para obtenção do ADI superposto a um diagrama TTT (KOVACS, 1994).

Acredita-se que, quando atingido o estágio F, a reação de austêmpera está terminada e a peça já pode ser resfriada até a temperatura ambiente, o que normalmente é um erro. Durante o período entre o trecho E-F, o carbono difunde para a austenita restante aumentando sua concentração para valores da ordem de 1,2 a 1,6%. Este teor de carbono torna a austenita somente metaestável. Esta austenita, uma vez resfriada,

pode permanecer na peça na temperatura ambiente, mas não é estável. Se a peça for resfriada abaixo da temperatura ambiente ou tencionada, por exemplo, através de processos de usinagem, esta austenita metaestável pode transformar em martensita. Esta transformação causa problemas de usinagem, problemas dimensionais e perda de ductilidade (KOVACS – 1994).

A taxa de nucleação da ferrita no trecho F-G já não é apreciável. Os grãos de ferrita existentes e que nuclearam no trecho E-F continuam crescendo. Durante este crescimento, mais carbono difunde para a austenita. Dependendo da composição química da peça, o teor de carbono na austenita pode chegar de 1,8 a 2,2%. Com esta concentração de carbono, a austenita se torna térmica e mecanicamente estabilizada para as classes 1 e 2 do ADI (KOVACS – 1994).

Finalmente, a peça é resfriada até a temperatura ambiente (trecho G-L), antes que se inicie a reação bainítica; resultando em uma microestrutura composta de ferrita acicular e austenita estabilizada devido ao elevado teor em carbono. Após o tratamento, as peças devem ser lavadas (de preferência em água quente) para que o sal seja removido. Ao se descartar a água a mesma deve ser neutralizada (CARMO, 2003).

A composição química do ADI é similar à de um ferro fundido nodular convencional. Peças com espessuras maiores que 18mm são fabricadas com a introdução de Cu, Ni, e Mo, individualmente ou combinados. Esses elementos são adicionados somente para aumentar a "austemperabilidade" (evitar a formação de perlita) e não para aumentar a resistência ou a dureza da liga. As exigências quanto à morfologia da grafita e à sanidade interna da peça fundida são as mesmas que as exigidas para um nodular convencional de qualidade (CARMO, 2001).

### 3.2.1.2 Propriedades mecânicas do ADI

Apresenta-se na figura 17 uma comparação das propriedades do ADI (norma ASTM A 897M - 1997) com as do ferro fundido nodular sem tratamento térmico baseando-se na norma ASTM A 536. Observa-se que o ADI supera em resistência e em alongamento (SORELMETAL, 1990).

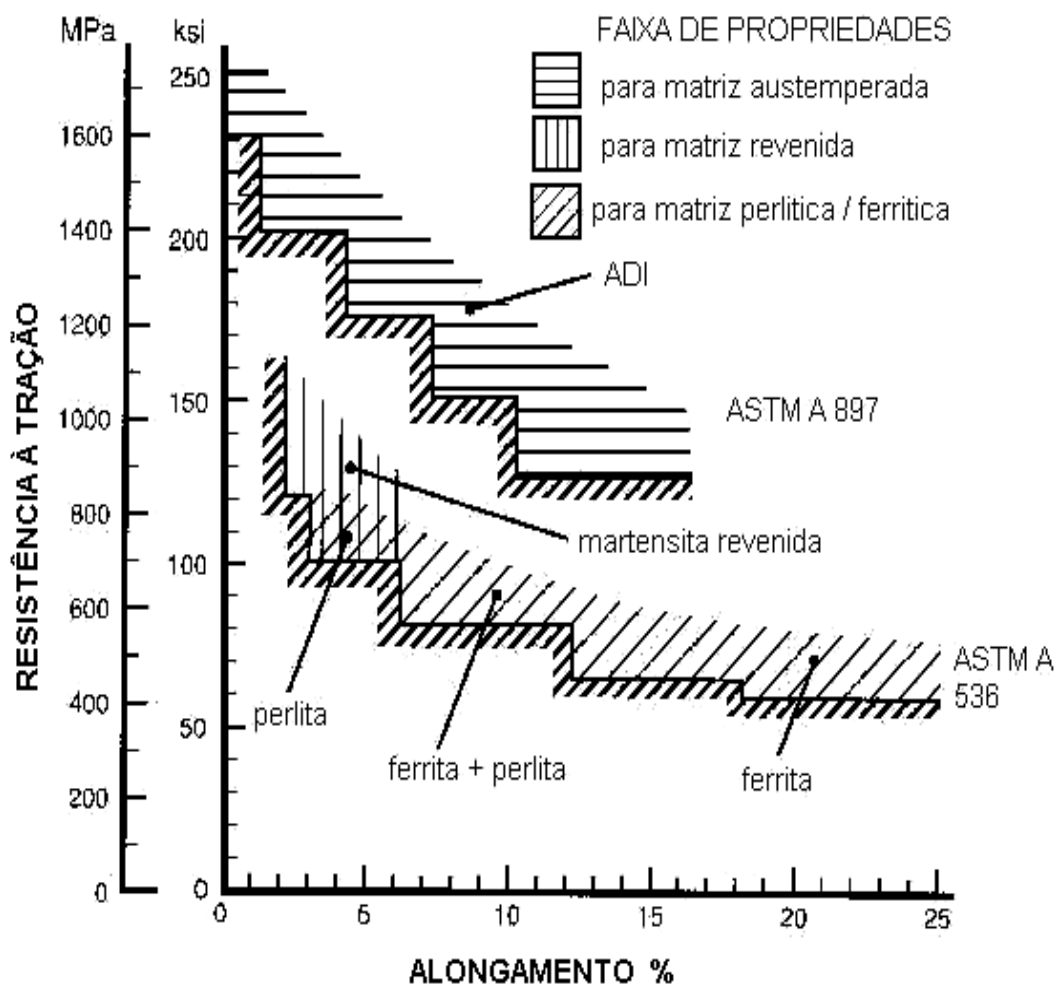


Figura 17 – Propriedades de resistência do ADI e do ferro nodular em relação ao atendimento às normas ASTM A 897 e ASTM A 536, respectivamente.

A Tabela III.3 mostra as propriedades mecânicas do ADI conforme norma ASTM 897M (1990) - EUA.

Tabela III.3 - Propriedades Mecânicas do ADI.

Classe	Resistência mínima à tração (MPa)	Limite de escoamento mínimo (MPa)	Alongamento (%)	Resistência ao Impacto (J)	Dureza Brinell
1	850	550	10	100	269 – 321
2	1050	700	7	80	302 – 363
3	1200	850	4	60	341 – 444
4	1400	1100	1	35	366 – 477
5	1600	1300	N/A	N/A	444 - 555

Segundo um levantamento de 1991, existiam nove especificações diferentes para o ADI sendo que somente dois países, Estados Unidos e Japão, possuíam especificações normalizadas; as outras especificações eram propostas por empresas, institutos de pesquisa e associações de fundidores. Apresenta-se nas Tabelas III.4 a III.9 as especificações para o ADI disponíveis (CHRIST, 1991).

Tabela III.4 - Especificação para o ADI segundo norma JIS G5503 Japão – 1995.

Classe	Propriedades mínimas Especificadas			Propriedades mínimas recomendadas <sup>1</sup>
	LR [MPa]	LE [MPa]	A [%]	Dureza [HB]
FCD 900-4	900	600	4	-
FCD 900-8	900	600	8	-
FCD 1000-5	1000	700	5	-
FCD 1200-2	1200	900	2	341
FCD 1400-1	1400	1100	1	401

Nota:

1. Poderão fazer parte da especificação se for acordado entre cliente e fornecedor.

Tabela III.5 - Especificação para o ADI proposta pelo BCIRA Inglaterra.

Classe	Propriedades mínimas especificadas			Dureza <sup>2</sup>
	LR [MPa]	LE <sup>1</sup> [MPa]	A [%]	[HB]
950	950	670	6	300/310
1050	1050	800	3	345/355
1200	1200	940	1	390/400

Notas:

- <sup>1</sup> valores diferentes são sugeridos em função da espessura da peça;
- <sup>2</sup> valores apenas informativos;
- a norma inglesa British Standart regulamentou o ADI sob o número EN 1564 - 1997.

Tabela III.6 - Especificação para o ADI utilizada por AmCast's "CastTuf" – EUA.

Classe	Propriedades mínimas Especificadas			Propriedades mínimas recomendadas	
	LR [MPa]	LE [MPa]	A [%]	I [J]	Dureza [HB]
1	820	620	6 - 12	95	285/341
2	960	750	4 - 8	81	321/388
3	1100	820	2 - 6	68	363/444
4	1230	890	2 - 4	40	415/514

Tabela III.7 - Especificação para o ADI proposta pela VDG.

Classe	Propriedades mínimas especificadas			Dureza <sup>1</sup>
	LR [MPa]	LE [MPa]	A [%]	
GGG80B	800	500	6 - 15	230/310 HB
GGG90B	900	600	5 - 12	270/340 HB
GGG120B	1200	950	2 - 5	330/390 HB
GGG140B	1400	1200	1 - 2	43 - 47 HRC
GGG150B	1500	-	-	45 - 51 HRC

Nota:

- <sup>1</sup> Valores típicos, não é uma especificação.

Tabela III.8 - Especificação para o ADI proposta pela QIT – Canadá.

Classe	Propriedades mínimas Especificadas			Propriedades mínimas Recomendadas	
	LR [MPa]	LE [MPa]	A [%]	I [J]	Dureza [HB]
-	860	585	10	110	269/331
-	1035	690	7	88	302/363
-	1200	830	4	60	341/401
-	1380	970	2	40	375/461

Tabela III.9 - Especificação para o ADI proposta por Högfor da Kymmene (Stromberg Corp.) – Finlândia.

Classe	Propriedades mínimas especificadas			Dureza
	LR [MPa]	LE [MPa]	A [%]	[HB]
K 295	900	675	8	280/310
K 325	1000	775	5	310/350
K 405	1200	960	2	380/430

Estudos realizados por HAYRYNEN *et al.* (1990) utilizando ensaios de tração e difração de raios-X mostraram que o limite de escoamento do ADI tem uma relação inversamente proporcional à raiz quadrada do tamanho dos feixes de ferrita - relação de Hall-Petch. O limite de escoamento sofre maior influência do tamanho dos feixes de ferrita do que do volume de austenita retida. Desta forma, feixe de ferrita acicular mais refinado oferece maior número de obstáculos para a movimentação de discordâncias o que faz aumentar o limite de escoamento.

À medida que a temperatura de austêmpera aumenta, assim também aumenta a quantidade de austenita retida. Como a austenita possui maior ductilidade do que a ferrita, quanto maior a quantidade de austenita retida, maior a ductilidade do material (ZIMBA *et al.*, 2003).



A etapa de resfriamento das peças no tratamento de austêmpera deve ser severo o suficiente para não haver a formação de perlita. A presença de perlita reduz a resistência mecânica e a ductilidade (KOVACS, 1994).

Quando uma peça de ADI é submetida à abrasão, a austenita retida na superfície se transforma em martensita, o que aumenta muito a dureza superficial com conseqüente aumento da resistência ao desgaste. Como esta transformação se dá somente na superfície, a tenacidade do material permanece inalterada. Como resultado, o ADI apresenta uma rara combinação de alta resistência mecânica, tenacidade e resistência à abrasão (ZIMBA *et al.*, 2003).

Uma grande faixa de propriedades mecânicas pode ser obtida no ADI através da seleção apropriada das temperaturas e tempos de austêmpera. Há um considerável interesse em tratar as peças nas temperaturas entre 325 a 400°C. Os ADIs produzidos nesta faixa apresentam altos limites de resistência à tração, tenacidade e resistência ao desgaste (ZIMBA *et al.*, 2003).

### **3.2.2 Obtenção da peça fundida**

Atualmente se tem um conhecimento razoável dos efeitos de variáveis que compõem o processo de obtenção do ADI. Sabe-se que o elemento chave para obter uma peça em ADI com qualidade consistente, é produzir um fundido de qualidade também consistente. Os processos de usinagem e tratamento térmico serão estabelecidos em função da qualidade esperada para a peça fundida. Se o processo de fundição é alterado substancialmente, então os processos de tratamento térmico e usinagem também terão que ser alterados para compensar. Portanto, é importante que o fundidor estabeleça um processo de fundição que seja acompanhado dos controles necessários para assegurar a consistência do mesmo (CARMO, 2001).

O ADI pode ser produzido com sucesso a partir de peças em ferro fundido nodular, dentro de uma grande variação de composição química, processos e formas. Os parâmetros para se produzir um ADI com qualidade são os mesmos para se produzir peças fundidas com qualidade em ferro fundido nodular convencional. A peça deve ser adequadamente vazada e alimentada com um metal líquido corretamente elaborado e tratado com técnicas de inoculação e nodularização efetivas e consistentes para

minimizar a segregação de solutos. Carbonetos, microrrechupes e cavidades devido a gases, reduzem drasticamente a tenacidade do material, por isso, devem ser evitados a todo custo. Cita-se que o nível máximo de carbonetos e inclusões não-metálicas não deve ultrapassar 0,5% e o volume máximo de porosidades e/ou microrrechupes deve ser inferior a 1%. A figura 18 apresenta o efeito da quantidade de microrrechupes no alongamento do ADI (DEFOIRDT,1991).

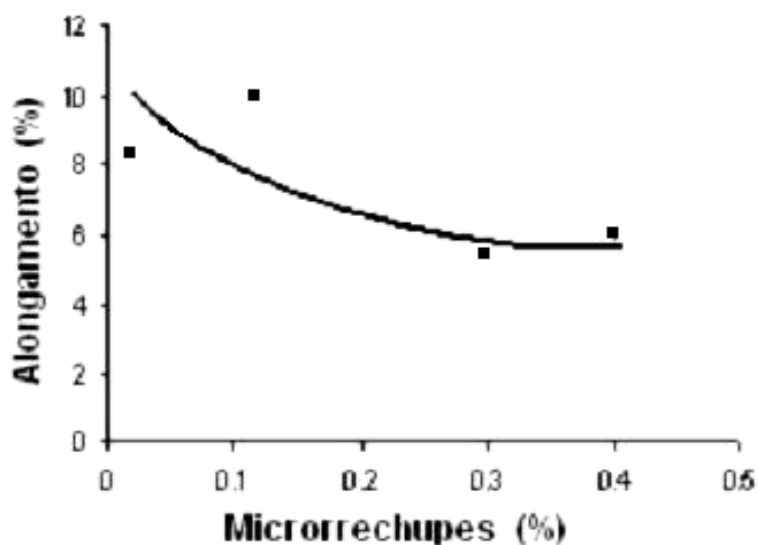


Figura 18 - Influência da quantidade de microrrechupes no alongamento do ADI (DEFOIRDT,1991).

O meio de moldagem deve ser controlado para minimizar o aparecimento de defeitos superficiais. A peça deve ser livre de inclusões não-metálicas e “drosses”.

### 3.2.2.1 Composição química

Segundo KOVACS (1990), a composição química do ADI é similar à do ferro fundido nodular convencional. Elementos de liga tais como Cu, Ni e Mo não são adicionados para aumentar a resistência ou a dureza, mas para aumentar, quando necessário, a "austemperabilidade" da liga, seja devido ao elevado valor da espessura, acima de 18 mm, seja devido ao equipamento utilizado no tratamento térmico da peça. Isto é necessário, pois peças espessas resfriam lentamente e requerem mais elementos de

liga ou sistemas de resfriamento mais eficientes do que as peças finas, a fim de evitar a formação de perlita. No entanto, a adição destes elementos de liga, quando necessária, aumenta o custo e a complexidade de produção da peça fundida. A adição controlada dos elementos de liga não altera as características de fundição do ferro fundido e não aumenta a presença de defeitos de fundição.

Abaixo, descreve-se a faixa de composição química recomendada para o ADI:

### Composição química do ferro fundido base

- O carbono equivalente  $CE = \%C + 1/3 (\%Si) + 1/3 (\%P)$ , deve ser controlado conforme a espessura da peça:
  - espessura até 13 mm..... CE = 4,5 - 4,7%;
  - espessura de 13 a 50 mm..... CE = 4,5 - 4,3%;
  - espessura acima de 50 mm..... CE = 4,3 - 4,15%.

Elementos	Faixa de trabalho
Carbono	3,40 – 4,0%
Silício	2,0 - 4,0%
Manganês	0,35% máx. (espessura abaixo de 13 mm) 0,50% máx. (espessura entre 13 e 30mm)
Magnésio	0,025 - 0,06%
Fósforo	máx. 0,04%
Enxofre	máx. 0,02%
Oxigênio	máx. 50 ppm

Elementos de liga (se necessários):	
Cobre	0,20 - 0,80%
Níquel	0,20 - 2,00%
Molibdênio	0,10 - 0,30%

<b>Elementos residuais</b>	
Alumínio	0,050% máx
Antimônio	0,002% máx
Arsênio	0,020% máx
Bismuto	0,002% máx
Boro	0,002% máx
Cádmio	0,005% máx
Chumbo	0,002% máx
Cromo	0,100% máx
Cobalto	0,100% máx
Estanho	0,020% máx
Selênio	0,030% máx
Telúrio	0,020% máx
Titânio	0,040% máx

**Outros elementos nodulizantes:**

- Berílio (Be), cálcio (Ca), estrôncio (Sr), bário (Ba), ítrio (Y), lantânio (La) e cério (Ce) devem estar presentes somente na quantidade necessária para substituir o Mg, no tratamento de nodulização. Em todo caso, a quantidade de Mg residual mais as quantidades destes elementos não devem exceder a 0,06%.

**3.2.2.2 Segregação de elementos**

Segundo KOVACS (1991), a segregação no ferro fundido nodular é devida ao seu modo de solidificação. Durante a solidificação eutética do ferro fundido nodular, a austenita se forma em torno dos nódulos de grafita. Com o avanço da interface sólido/líquido os elementos formadores de carbonetos tais como Mn, Mo, Cr e Mg são rejeitados pela austenita, permanecendo então no líquido remanescente. Portanto, quando o líquido entre as células eutéticas solidifica, gera áreas enriquecidas com elementos formadores de carbonetos, que propiciam a formação dos mesmos. Os elementos que não formam carbonetos, como silício, cobre e níquel, segregam inversamente. Estes elementos são encontrados em alta concentração nas áreas onde a austenita se forma primeiro, isto é, na interface grafita-metal e nas dendritas, figura 19.

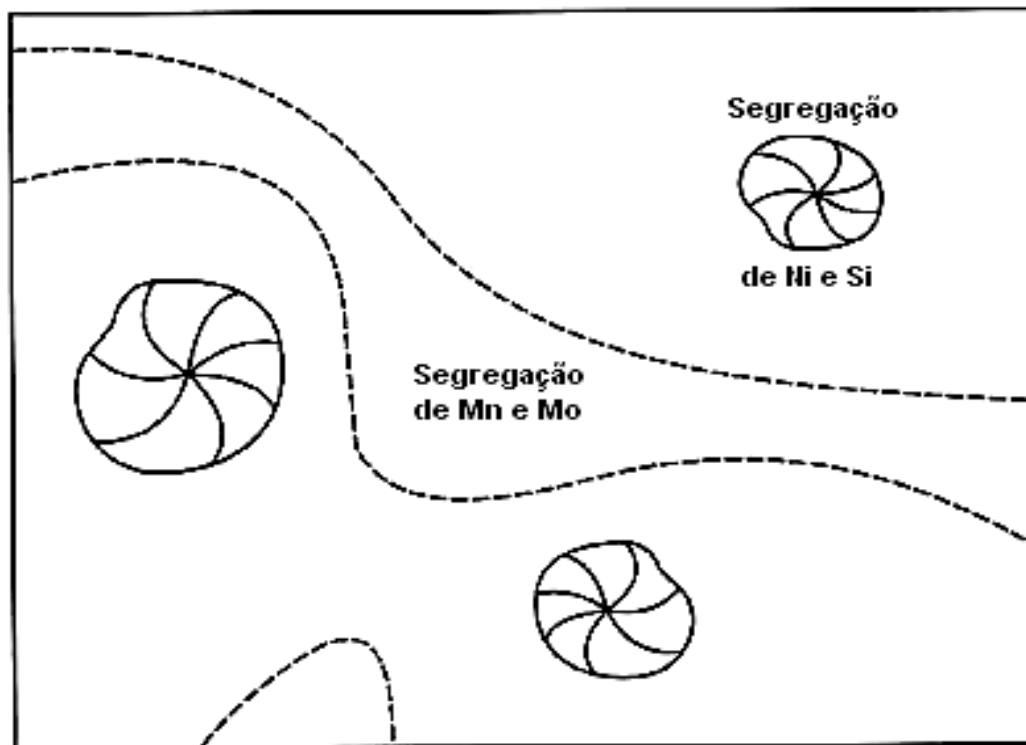


Figura 19 - Representação esquemática da segregação dos elementos na microestrutura do ADI (ROUNS e RUNDMAN, 1987).

O silício diminui a solubilidade do carbono na austenita e acelera a difusão do carbono da matriz metálica para os nódulos de grafita (KOVACS, 1994).

Adições de manganês não são recomendadas porque este elemento segrega para as regiões entre os nódulos de grafita. O manganês retarda a reação de austêmpera na qual pode resultar na formação de martensita, devido à baixa concentração de carbono (HAYRYNEN, 2002; HASSE, 1998).

Desta forma, um alto número de nódulos de grafita diminui as distâncias para difusão do carbono e aumenta a quantidade de interfaces grafita-matriz. Nesta condição, a microsegregação reduz e esta estrutura pode afetar a cinética de transformação no estado sólido durante o tratamento de austêmpera (KOVACS, 1991; REBASA *et al.*, 2002).

### 3.2.3. Tratamento térmico de austêmpera

Embora o ADI seja obtido por um tratamento de austêmpera, a microestrutura que proporciona a este ferro fundido excelente resistência e ductilidade não é a bainita, como se pensou no início dos estudos sobre o ADI, e sim ferrita acicular e austenita de alto-carbono.

Nos ferros fundidos, a reação de austêmpera ocorre em dois estágios os quais são mostrados esquematicamente na figura 20:

- Primeiro estágio:  $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{\text{alto C}}$
- Segundo estágio:  $\gamma_{\text{alto C}} \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$

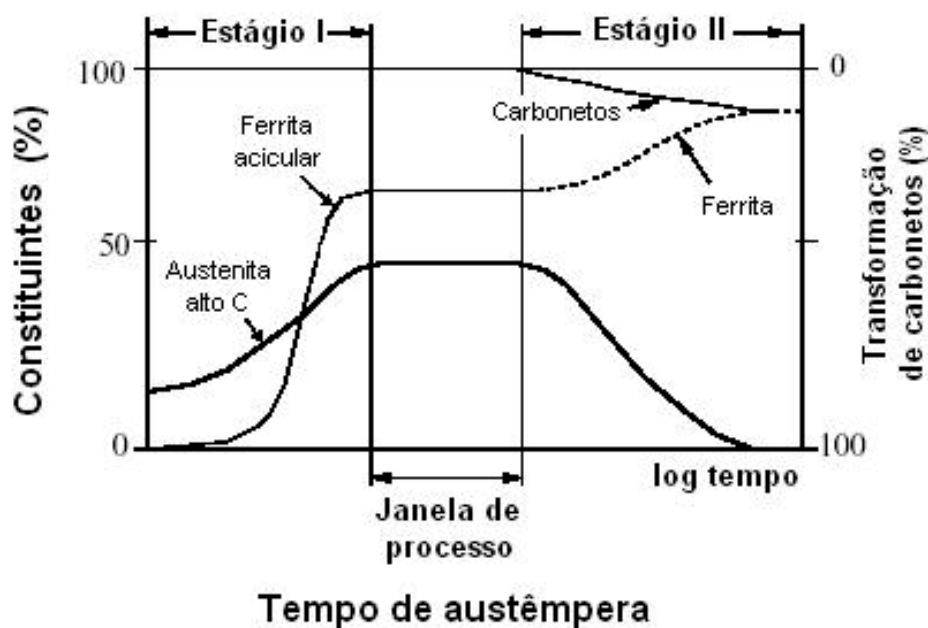


Figura 20 - Gráfico esquemático apresentando os dois estágios da reação de austêmpera e a janela do processo em função do tempo (Adaptada da referência YESCAS, 2001).

A figura 20 mostra que, no primeiro estágio, a austenita ( $\gamma$ ) se transforma em ferrita acicular ( $\alpha$ ) e austenita estável com um alto teor de carbono ( $\gamma_{\text{alto C}}$ ). Após um período de estabilidade, inicia-se o segundo estágio no qual a austenita de alto carbono ( $\gamma_{\text{alto C}}$ ) se transforma em ferrita ( $\alpha$ ) e carbonetos, ou seja, transforma-se em bainita como nos aços.

As melhores combinações de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade são obtidas entre o final do primeiro estágio e o início do segundo estágio. Este período de tempo entre o primeiro e o segundo estágio é conhecido como janela de processo. (CARMO, 2003; TRUDEL e GAGNÉ, 1997; PUTATUNDA, 2001).

A transformação da austenita ( $\gamma$ ) em ferrita acicular ( $\alpha$ ) e austenita estável com um alto teor de carbono ( $\gamma_{\text{alto c}}$ ) ocorre pelos processos de nucleação e crescimento. Inicialmente, ocorre a nucleação da ferrita próximo aos esferóides de grafita ou no contorno de grão da austenita como mostra a figura 21 (JANOWAK e GUNDLACK, 1983).

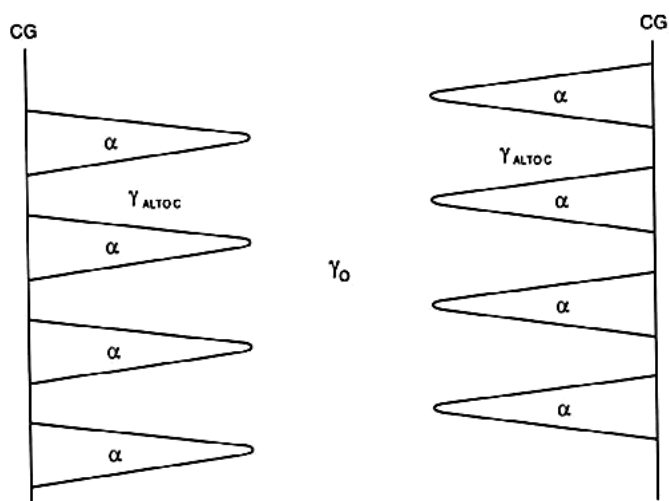


Figura 21 - Representação esquemática do crescimento dos feixes de ferrita (fase  $\alpha$ ) a partir do contorno de grão (CG) na austenita (fase  $\gamma$ ) e criação de zonas de austenita com um alto teor em carbono (fase  $\gamma_{\text{alto c}}$ ) (JANOWAK e GUNDLACK, 1983).

O crescimento da ferrita acicular se dá no interior da austenita, como mostra a figura 21. Ao mesmo tempo, o carbono expulso pela ferrita difunde-se na austenita. Mas, contrariamente aos aços, não há inicialmente a formação de carbonetos, pois a presença do silício atrasa a formação dos mesmos. À medida que a austenita se enriquece de carbono, vai-se inibindo a formação das placas de ferrita até que cessa a transformação, quando a austenita fica saturada de carbono. A precipitação de carbonetos, durante o segundo estágio, ocorre porque, com a manutenção da temperatura de austêmpera, a austenita rica em carbono tem a possibilidade de

diminuir a energia livre pela rejeição de carbono, induzindo a precipitação de carbonetos dentro da austenita (JANOWAK e GUNDLACK, 1983).

### **3.2.4. Influência da temperatura e do tempo de austenitização**

#### **3.2.4.1 Temperatura de austenitização**

Inicialmente a peça é aquecida até atingir a faixa de temperatura que varia entre 825 e 950°C e irá permanecer nesta temperatura por um período de uma a três horas. No fim deste período a peça deverá estar totalmente austenitizada e a matriz saturada de carbono. Recomenda-se que a variação de temperatura seja no máximo  $\pm 11^\circ\text{C}$ . A temperatura de austenitização é controlada pela composição química da peça. Os elementos que mais influenciam a temperatura de austenitização são o Si, o Mo e o Mn, sendo que o Si e o Mo aumentam a temperatura enquanto o Mn diminui a temperatura de austenitização (CARMO, 2001).

A solubilidade do carbono na austenita depende da temperatura de austenitização. O teor de carbono dissolvido na austenita, por sua vez, influencia a cinética da transformação que ocorre durante a temperatura de austêmpera porque ele tem grande influência na força impulsora termodinâmica para o início do primeiro estágio da reação de austêmpera. Conseqüentemente, a microestrutura e as propriedades finais do nodular austemperado serão influenciadas. Portanto, a temperatura de austenitização tem uma influência marcante nas propriedades mecânicas, como mostra a figura 22 (KOVACS, 1991).

Geralmente, baixa temperatura de austenitização resulta em alta resistência e alta ductilidade, pois, com este teor de carbono, o primeiro estágio da reação na austêmpera é mais rápido devido à alta força impulsora, que aumenta a nucleação da ferrita e a velocidade inicial da transformação ( $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{\text{alto C}}$ ) e ainda produz um maior gradiente de atividade, que acelera a difusão do carbono. Há um rápido crescimento da agulhas de ferrita, resultando em estrutura mais fina e homogênea.

A austenitização a altas temperaturas eleva o teor de carbono na austenita, que atrasa o início da reação na austêmpera, possibilitando a existência de austenita de baixo



carbono, não estabilizada, no fim do primeiro estágio. Esta austenita não estabilizada, sendo de baixo carbono, é metaestável, podendo se transformar em martensita no resfriamento ou quando a peça sofrer esforços mecânicos, diminuindo a resistência e a ductilidade (KOVACS, 1991).

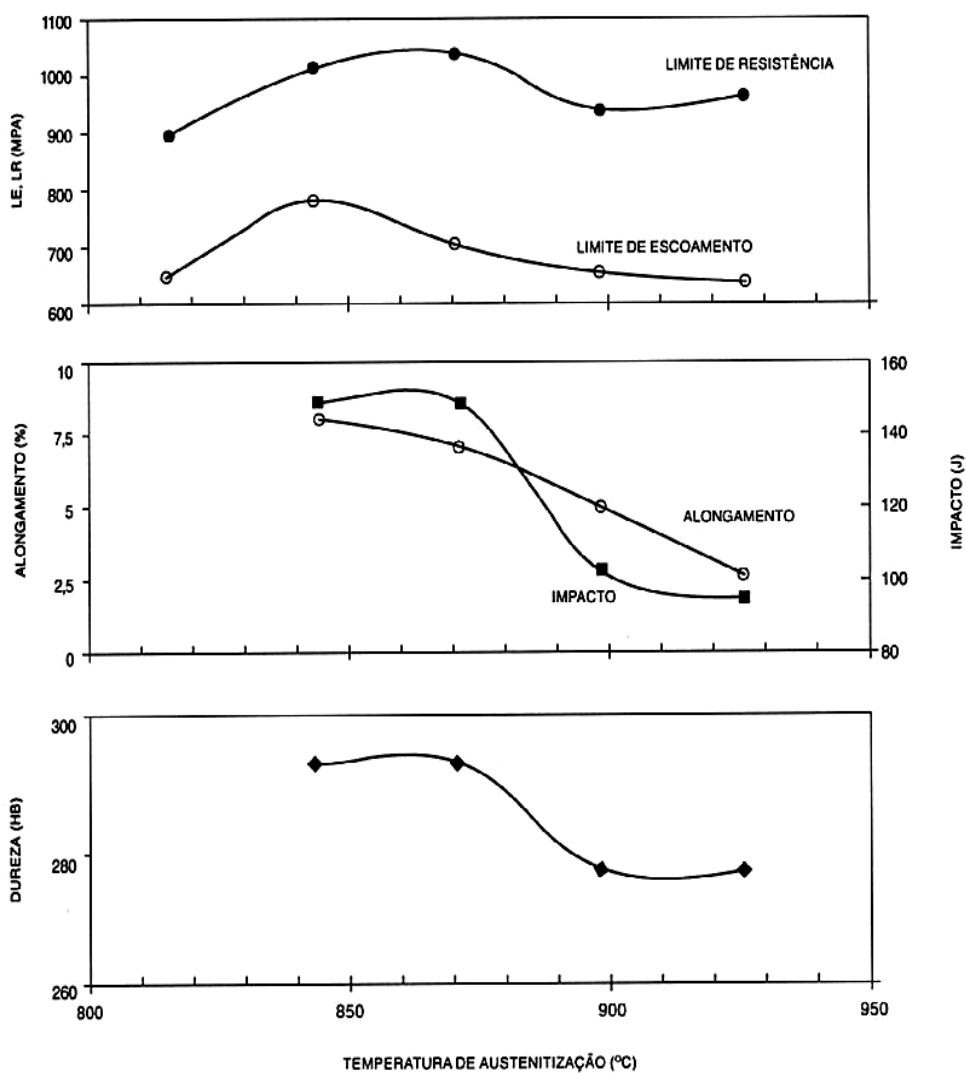


Figura 22 – Influência da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas do ADI (KOVACS, 1991).

### 3.2.4.2 Tempo de austenitização

O objetivo principal de manter a peça na temperatura de austenitização é saturar a austenita de carbono o que depende do tipo de matriz bruta de fundição e da mobilidade do carbono entre os nódulos de grafita e a matriz.

O tempo para a saturação do carbono em matrizes constituídas por uma grande quantidade de ferrita é maior do que em matrizes perlíticas que já possuem aproximadamente 0,7% de carbono (HASSE, 1998).

A facilidade do carbono migrar dos nódulos de grafita para a matriz também é um fator determinante no tempo de austenitização. Alguns elementos como o Sb, Sn e Cu, segregam para a interface metal-grafita e criam uma barreira que dificulta a difusão do carbono. Portanto, na presença desses elementos, o tempo para austenitização será maior. O tamanho e o número de nódulos de grafita certamente irão influenciar esta mobilidade do carbono (CARMO, 2001).

### **3.2.5 Influência da velocidade de resfriamento**

Após a austenitização, a peça é resfriada rapidamente em um banho de sal até a temperatura de austêmpera. A alta velocidade de resfriamento nesta etapa é importante por duas razões:

- para evitar a formação de ferrita e perlita durante o resfriamento;
- para que a peça alcance a temperatura de austêmpera o mais rápido possível.

A figura 23 apresenta as curvas de resfriamento com três velocidades de diferentes. Quando a peça é resfriada segundo a curva de número 1, não se forma perlita, mas a reação inicia-se a uma temperatura acima da desejada. Quando a temperatura de austêmpera é alcançada, um volume significativo da peça já se transformou o que origina uma estrutura mista.

Quando a peça se resfria segundo a curva de número 3, toda a estrutura será transformada na temperatura desejada. Como consequência, as propriedades mecânicas da peça serão melhores que as da peça resfriada segundo a curva 1 ou 2 (KOVACS, 1990).

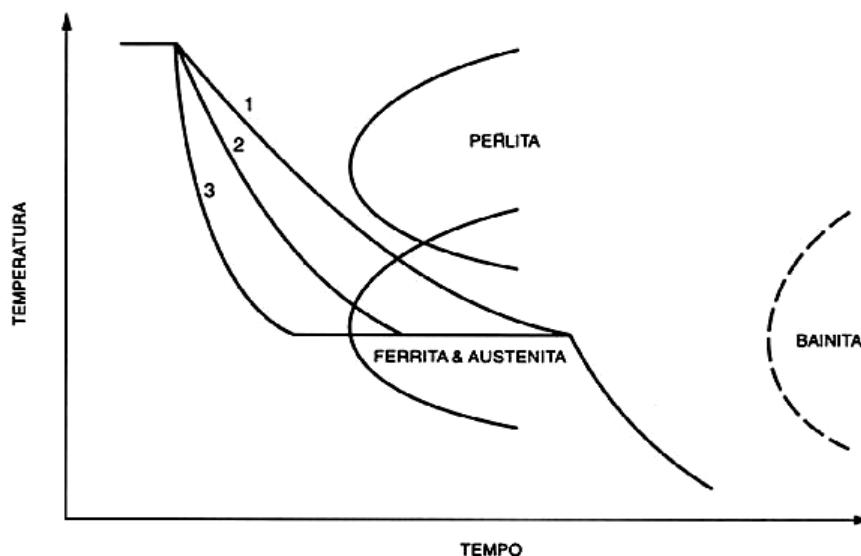


Figura 23 - Diagrama esquemático mostrando o efeito da velocidade de resfriamento na reação da austenita na austêmpera (KOVACS, 1990).

### 3.2.6 Influência da temperatura e do tempo de austêmpera

Após o ciclo de austenitização, a peça é resfriada até a temperatura de austêmpera, permanecendo nesta temperatura para permitir a supersaturação da austenita com carbono. A temperatura de austêmpera varia entre 230 e 400°C e o tempo de manutenção varia de 30 a 240 minutos. Recomenda-se que a temperatura nesta etapa tenha uma variação máxima de  $\pm 8^{\circ}\text{C}$ , pois como mostram as figuras 24 e 25, as propriedades mecânicas do ADI são influenciadas por pequenas variações na temperatura de austêmpera.

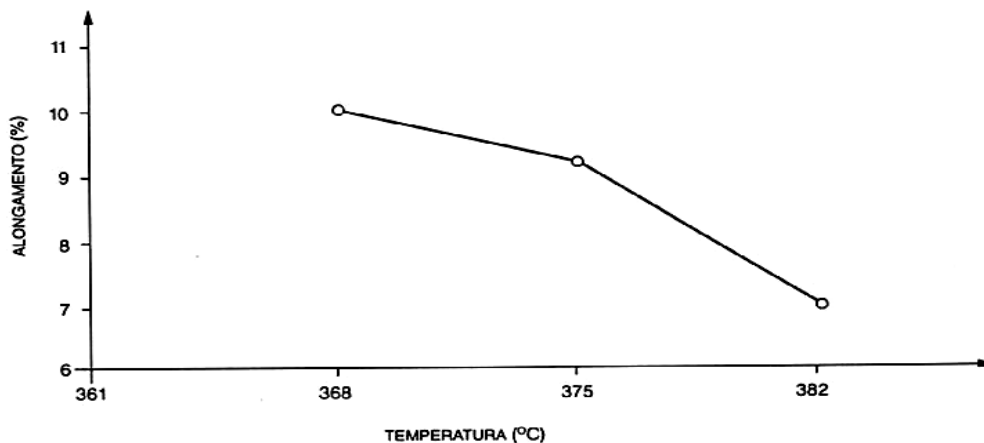


Figura 24 - Influência de pequenas variações de temperatura de austêmpera no alongamento (DEFOIRDT, 1991).

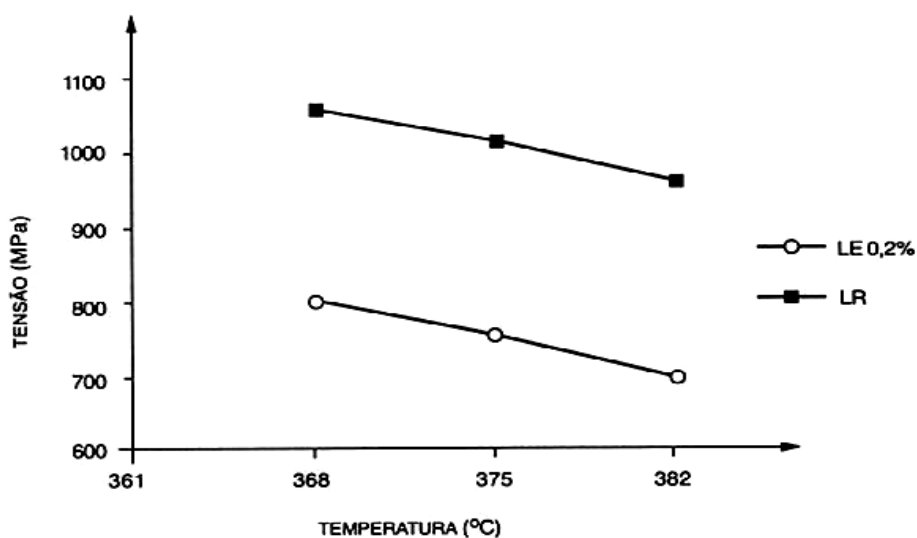


Figura 25 - Influência de pequenas variações de temperatura de austêmpera nos limites de resistência à tração (LR) e escoamento (LE) (DEFOIRDT, 1991).

### 3.2.7 Influência dos elementos químicos

Os elementos de liga e sua segregação têm importante efeito, tanto no ciclo de austêmpera quanto nas reações que ocorrem durante o tratamento, influenciando a microestrutura e as propriedades mecânicas do ADI. A adição de elementos de liga como Cu, Ni e Mo, sós ou combinados, aumenta a temperabilidade e a

austemperabilidade da liga, possibilitando a obtenção da estrutura sem a presença de perlita, como mostra a figura 26. A figura 26 mostra também que peças com espessura inferior a 18mm podem ser obtidas sem a adição de elementos de liga. No entanto, quanto maior a espessura da peça, maior a quantidade de elementos de liga para se obter uma estrutura livre de perlita após o tratamento de austêmpera.

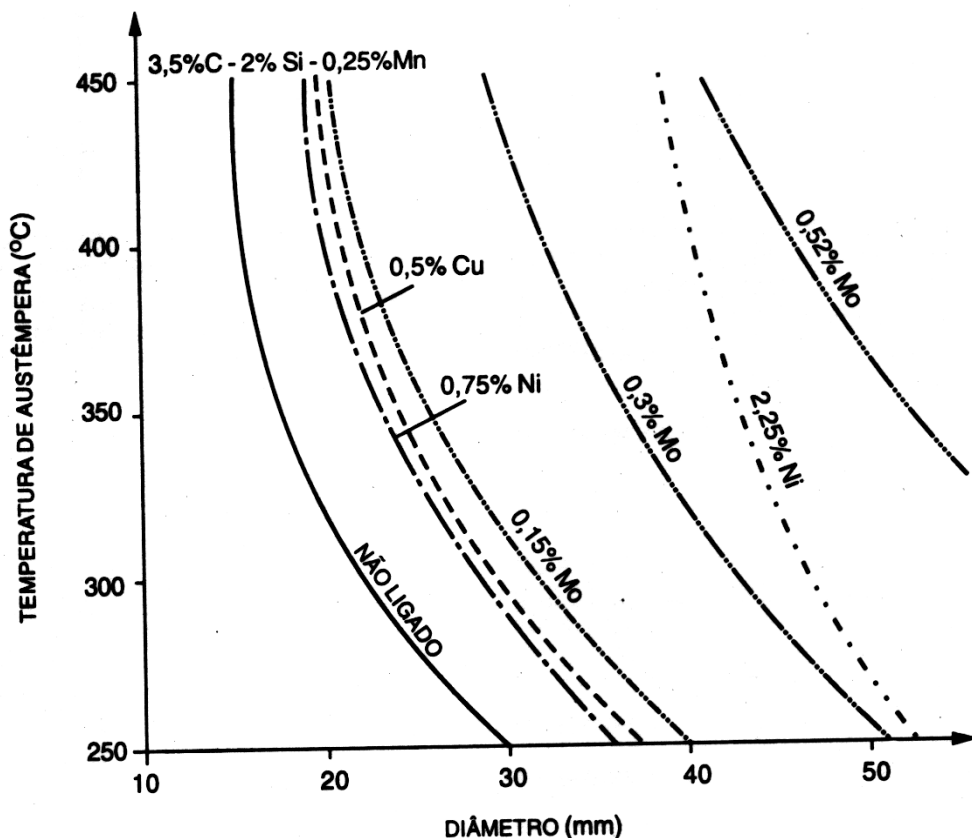


Figura 26 - Influência dos elementos de liga no diâmetro máximo para se obter uma estrutura austemperada, em função da temperatura de austêmpera (TARTERA, 1986).

### 3.2.7.1 Influência do silício

O silício é o elemento mais importante nos ferros fundidos. A sua influência na difusividade do carbono é maior que a de qualquer elemento. É um elemento grafitizante e segrega-se inversamente, sendo encontrado em altas concentrações nas dendritas e perto dos nódulos de grafita.

O silício eleva a temperatura de austenitização e, para teores constantes de carbono na austenita, aumenta a temperabilidade do material. Os dois efeitos mais importantes deste elemento na reação de austêmpera são:

- diminui a solubilidade do carbono;
- acelera a difusão do carbono na austenita.

Estes dois efeitos promovem a nucleação e o crescimento da ferrita acicular na matriz austenítica, acelerando o primeiro estágio da reação e diminuindo a quantidade de austenita estável na matriz ausferrítica. Além disso, o silício inibe a formação de carbonetos bainíticos durante a reação de austêmpera; ou seja, ele atrasa o segundo estágio da reação ampliando a janela de processo. A figura 27 ilustra o efeito do silício nas propriedades de tração e alongamento.

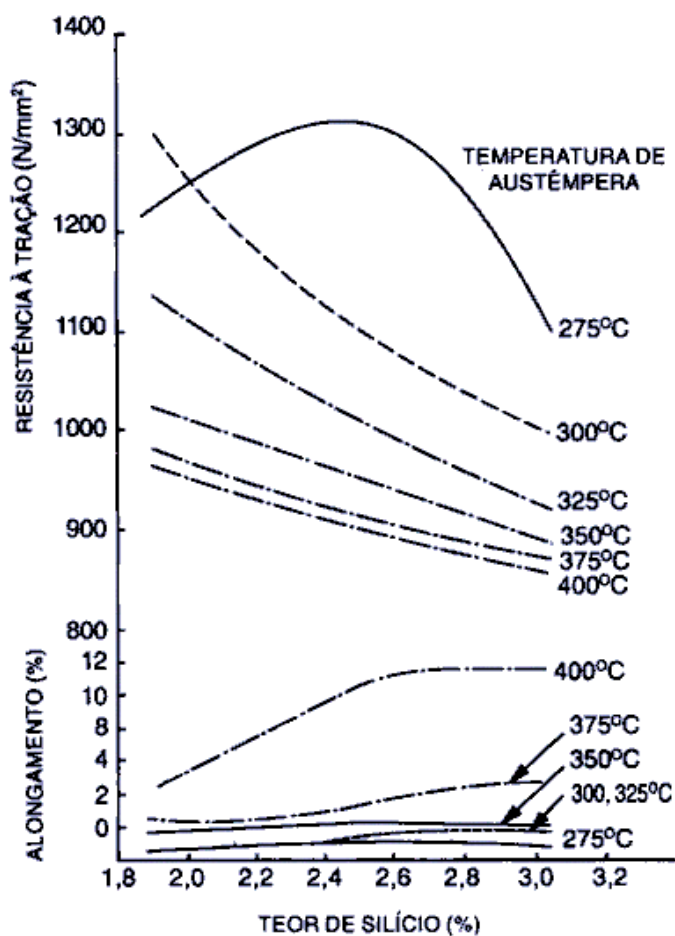


Figura 27 - Efeito do silício no limite de resistência à tração e no alongamento do ADI por uma hora nas temperaturas indicadas (MORGAN, 1987).

A redução nas propriedades de tração, devido ao aumento do teor de Si, é atribuído à formação de ferrita pró-eutetóide e perlita durante o resfriamento e o tratamento isotérmico.

Outro efeito do silício, geralmente desprezado, é o aumento da dureza e da resistência da ferrita pelo fenômeno de endurecimento por solução sólida. Este fato é importante para as propriedades do ADI, porque os grãos de ferrita acicular se formam nos locais de alta concentração de silício (MORGAN, 1987).

### **3.2.7.2 Influência do manganês**

Segundo KOVACS (1991), o Mn diminui a temperatura de austenitização, aumenta a solubilidade e diminui a difusividade do carbono na austenita. É conhecido como o segundo elemento mais efetivo no aumento da temperabilidade. O Mn segrega severamente nos contornos das células eutéticas, influenciando negativamente a austêmpera. Estudos sobre a segregação do Mn revelaram que o pico de Mn no contorno da célula aumenta exponencialmente com o aumento do teor de Mn na peça. Cita-se, como exemplo, que uma peça com 0,4% de Mn chega a apresentar, nas regiões intercelulares, 2 a 4% de Mn.

A segregação de Mn para os contornos das células resulta em uma temperabilidade heterogênea da matriz pelo aumento da estabilidade da austenita intercelular. Estas regiões segregadas podem transformar em martensita após o resfriamento nas temperaturas de austêmpera. O teor de Mn no nodular austemperado não deve exceder 0,3% (TRUDEL e GAGNÉ, 1997).

O Mn estabiliza a austenita e atrasa a nucleação da ferrita acicular, e ainda diminui a sua velocidade de crescimento na austenita. Portanto, em áreas ricas em Mn, a reação de austêmpera é atrasada e sua velocidade diminuída, podendo causar uma rede contínua de austenita que não reagiu e, portanto, não se estabilizou. Como mostra a figura 28, esta austenita não estabilizada traz dificuldades na usinagem e diminui as propriedades mecânicas da peça (KOVACS, 1991).

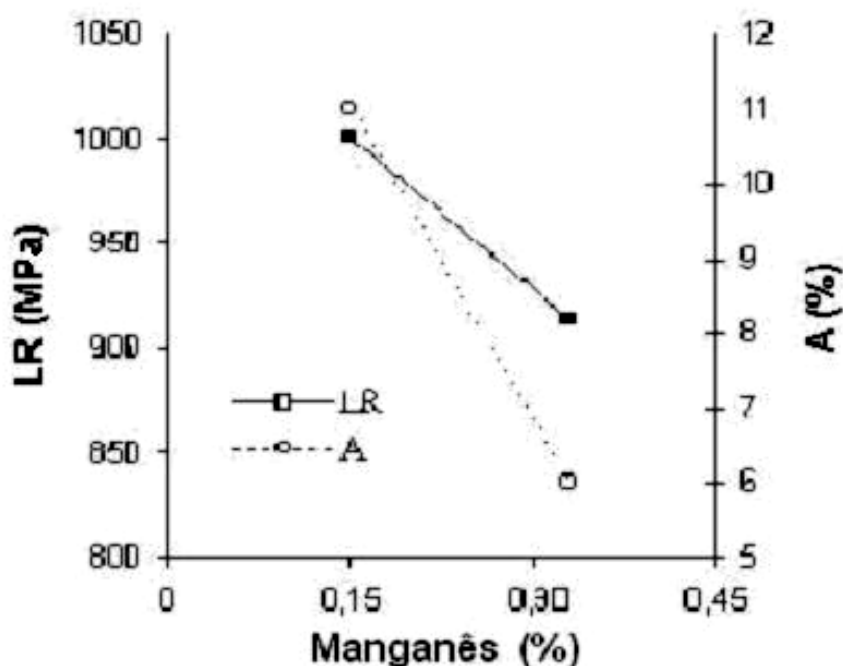


Figura 28 - Influência do manganês no limite de resistência e no alongamento do ADI (DEFOIRDT, 1991).

### 3.2.7.3 Influência do molibdênio

O Mo é o elemento mais potente para aumentar a temperabilidade. Da mesma forma que o Mn, o Mo segrega para os contornos das células durante a solidificação formando carbonetos. Estes carbonetos ricos em Mo servem como sítios para nucleação e propagação de trincas. Portanto, o uso de Mo deve ser restringido a uma quantidade mínima suficiente para obter a temperabilidade requerida para uma dada espessura de peça. De um modo geral, o Mo deve ser usado combinado com o níquel e/ou cobre e sua concentração não deve exceder 0,2% (TRUDEL e GAGNÉ, 1997).

A figura 29 mostra que o limite de resistência, a dureza e o alongamento diminuem progressivamente quando se aumenta o teor de Mo na liga. O Mo aumenta a temperatura de austenitização e atrasa a reação de austêmpera. Quando em teores elevados, o Mo propicia o aparecimento de grandes quantidades de austenita metaestável, que irá se transformar em martensita durante o resfriamento ou quando a peça for solicitada. Um grande efeito do Mo é atrasar o segundo estágio da reação de austêmpera, devido à redução da solubilidade do carbono na austenita, possibilitando aumento da janela do processo. Sendo o elemento mais importante para aumentar a



temperabilidade do ferro fundido nodular austemperado, o Mo é mais utilizado em peças espessas. Neste tipo de peça deve-se minimizar os efeitos da segregação do Mo com técnicas adequadas que proporcionem um elevado número de nódulos de grafita (ELLIOTT, 1988).

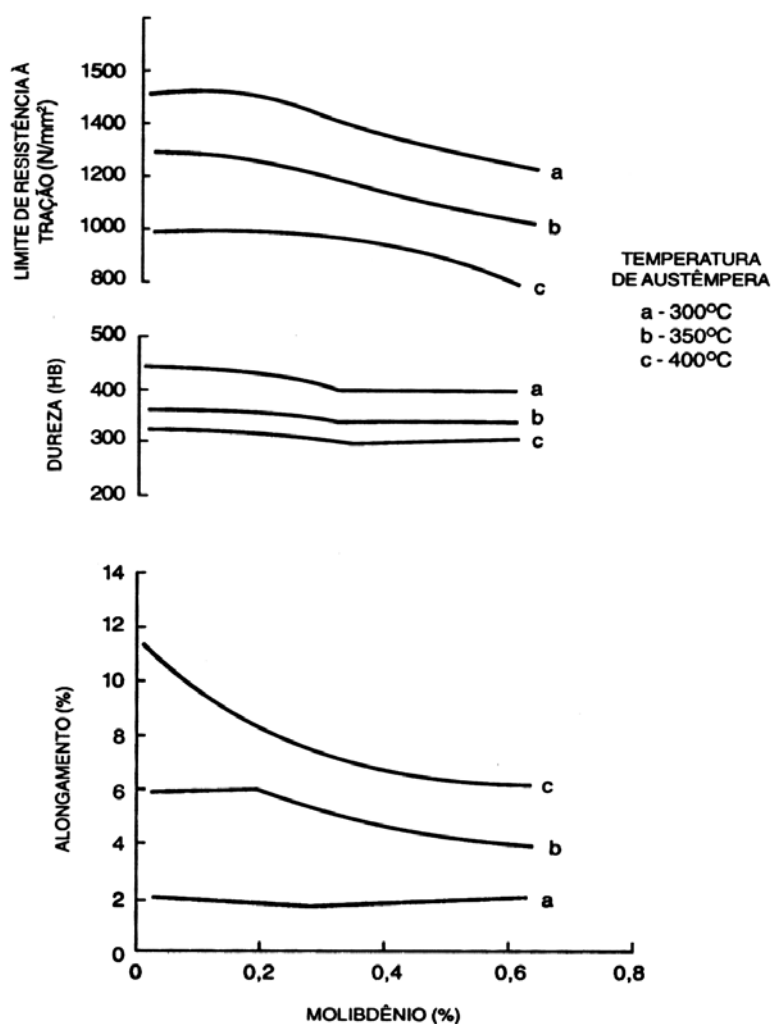


Figura 29 - Efeito do molibdênio sobre o limite de resistência à tração, o alongamento e a dureza do ADI (ELLIOTT, 1988).

#### 3.2.7.4 Influência do cobre

Como os outros elementos de liga, o Cu afeta a estrutura e as propriedades mecânicas do ADI. O Cu pode ser usado em combinação com o Mo para aumentar ainda mais a temperabilidade. Sua presença atrasa o início do segundo estágio da reação de austêmpera, aumentando a janela de processo (KRISHNARAJ *et al.*, 1992).

A efetividade do Cu em aumentar a temperabilidade diminui quando se ultrapassa o teor de 0,8%, causando também redução na ductilidade e tenacidade. A figura 30 apresenta o efeito do cobre sobre as propriedades do ADI.

O cobre é conhecido como elemento perlitizante. O aumento da quantidade de perlita na peça, causado pelo Cu, ocorre porque ele segrega para a interface grafita-matriz, criando uma barreira à difusão do carbono (KOVACS, 1991).

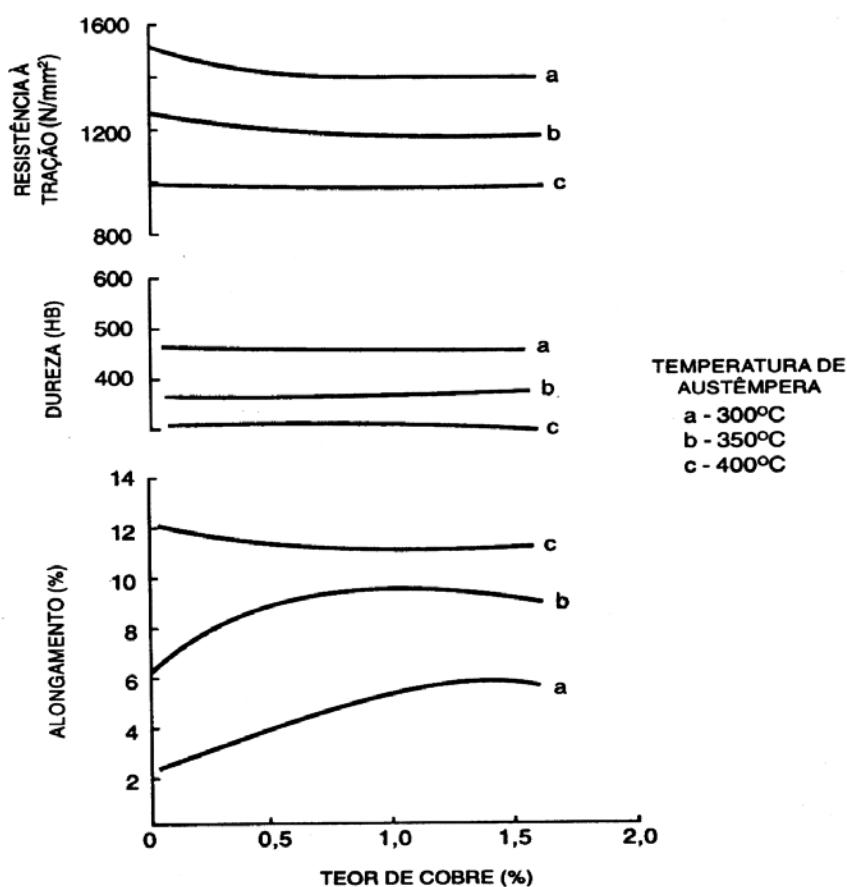


Figura 30 - Efeito do cobre sobre o limite de resistência à tração, o alongamento e a dureza do ADI (ELLIOTT, 1988).

### 3.2.7.5 Influência do fósforo

O fósforo tem solubilidade limitada na austenita e segrega positivamente durante a solidificação, podendo resultar na formação de fosfetos nas últimas áreas a se

solidificarem, ou seja, nas regiões intercelulares, fragilizando o material quando em teores elevados. Para o ADI, recomenda-se teor máximo de fósforo inferior a 0,06%, pois observa-se neste material o fenômeno de fragilização pelo fósforo após os ciclos de austenitização e/ou austêmpera.

GUEDES *et al.* (1993) estudaram a influência do fósforo nas propriedades mecânicas do ADI. O estudo foi realizado com o fósforo variando de 0,021 a 0,13% e temperaturas de austêmpera de 300 e 375°C. Concluíram que, para teores crescentes de fósforo, o limite de resistência à tração e o alongamento diminuem, enquanto o limite de escoamento permanece constante como mostra a figura 31. Para teores de fósforo mais elevados, o limite de resistência à tração e o alongamento diminuem acentuadamente.

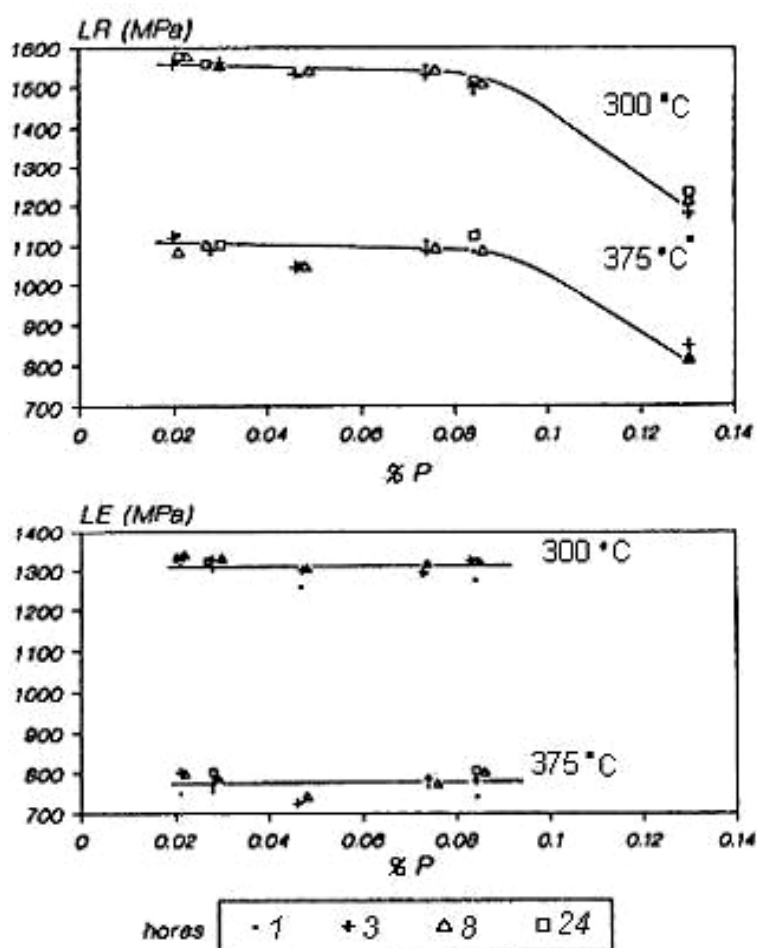


Figura 31 - Efeito do fósforo no limite de escoamento e limite de resistência do ADI a 300 e 375°C por 1, 3, 8 e 24h (GUEDES *et al.*, 1993).

Os valores de energia absorvida ao impacto também diminuem para teores crescentes de fósforo. A redução nas propriedades mecânicas para teores crescentes de fósforo se deve à intensificação da microsegregação para contornos de células eutéticas, à formação de inclusões ricas em fósforo contendo Mg, P, S e O e à formação de uma fase intercelular contendo P, Mo, Fe e C (GUEDES *et al.*, 1993).

### 3.2.7.6 Influência do níquel

Dos elementos que aumentam a temperabilidade, ele é o mais utilizado. As razões para se utilizar o Ni no ADI são as seguintes:

- é o terceiro elemento mais potente para aumentar a temperabilidade;
- segrega modestamente;
- aumenta a ductilidade até o teor de 2,5% como mostra a figura 32.

Embora forme carbonetos ( $\text{Ni}_3\text{C}$ ), o Ni é um elemento grafitizante. Ele diminui muito pouco os limites de resistência e escoamento. Da mesma forma que o Si, o Ni segrega inversamente e é encontrado em maiores concentrações perto da superfície dos nódulos de grafita.

O Ni reduz um pouco a transferência de carbono entre a matriz e os nódulos de grafita, atuando como barreira moderada à difusão deste elemento, mas não diminui a difusividade dele na austenita. O efeito do Ni na solubilidade do carbono na austenita e na temperatura de austenitização é insignificante.

Ele tem a vantagem de retardar a formação de carbonetos bainíticos que surgem no segundo estágio da reação e parece não afetar o início da nucleação da ferrita acicular, aumentando, portanto, a janela de processo (KOVACS, 1991).

Em materiais com teores acima de 2% de Ni, nas regiões onde ocorreu segregação deste elemento, pode-se formar martensita durante o resfriamento, após o tratamento de austêmpera, provocando queda na ductilidade (ELLIOTT, 1988).

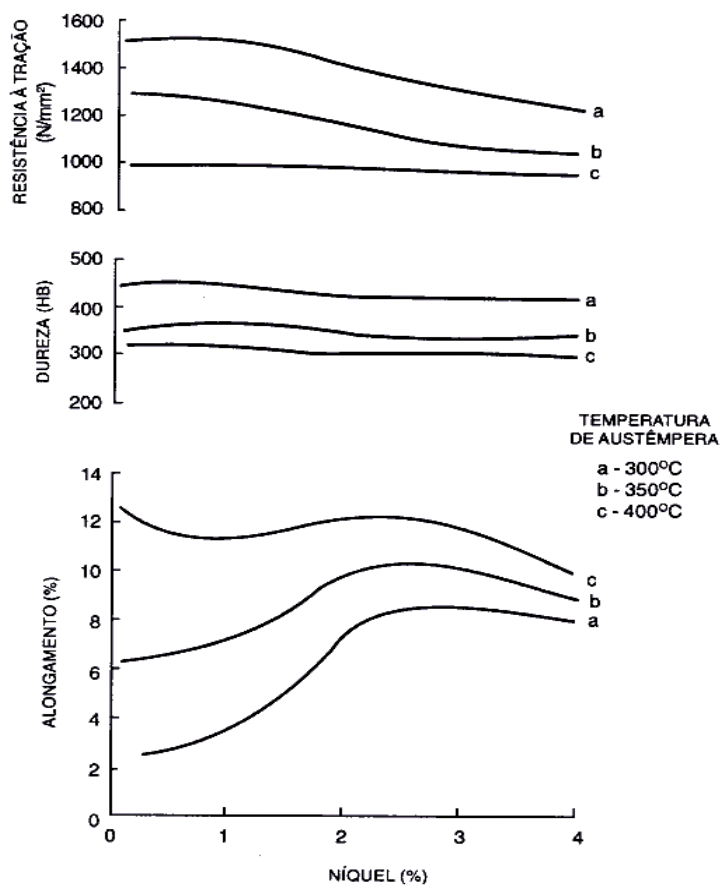


Figura 32 - Efeito do níquel sobre o limite de resistência à tração, o alongamento e a dureza do ADI (ELLIOTT, 1988).

### 3.2.8 Influência do número de nódulos de grafita no ADI

Segundo HASSE (1998), os nódulos de grafita representam um estoque de carbono e realizam a carbonetação através de um processo de difusão. Neste caso, o percurso da difusão será tanto menor quanto maior a contagem de nódulos por unidade de área.

Considerando que as propriedades mecânicas, a sanidade e a homogeneidade (maior ou menor segregação) da peça fundida dependem da morfologia da grafita, do número de nódulos e da distribuição destes na microestrutura, existe um consenso sobre o grau de nodularização das grafitas no ADI, o qual deve ser superior a 85%.

No entanto, não existe consenso sobre o número mínimo de nódulos. Como referência, este número deve ser no mínimo 100 nódulos/mm<sup>2</sup> (HAYRYNEN, 2002).

Segundo HASSE (1998), para se obter propriedades ideais, o número mínimo de nódulos de grafita deve ser 150 nódulos/mm<sup>2</sup> e a matriz deve apresentar um mínimo de 90 a 95% de grafita em forma de nódulos, além de uma distribuição fina. O grau de nodularização deve ser no mínimo igual a 85%. Para peças maiores que 25mm de espessura, o grau de nodularização deve ser no mínimo igual a 95%.

Sabe-se que o número de nódulos é especialmente importante quando se utilizam elementos de liga. Um baixo número de nódulos aumenta a distância entre estes, o que conduz a regiões de alta segregação. A figura 33 mostra regiões com alta segregação e que não sofreram totalmente as transformações de austêmpera. O resultado é uma microestrutura com regiões com austenita de baixo carbono e até martensita. Um alto número de nódulos de grafita reduz o espaçamento entre as grafitas, diminuindo a segregação (HAYRYNEN, 2002).

Pode-se considerar que, para a obtenção de ótimas propriedades mecânicas, a reação de austêmpera deve ocorrer de maneira homogênea em todo o material de tal modo que se possa produzir uma microestrutura também homogênea. Sabe-se também que o manganês e o molibdênio tendem a segregar fortemente para os contornos das células eutéticas durante a solidificação, o que conduz à formação de carbonetos. Na pior das hipóteses, essas regiões podem sofrer tanta segregação que podem dificultar as transformações de austêmpera, resultando na formação de austenita de baixo carbono ou até martensita. No entanto, um alto número de nódulos de grafita minimiza esse efeito, além de ter uma influência no alongamento do ADI, figura 34 (DEFOIRDT, 1991).

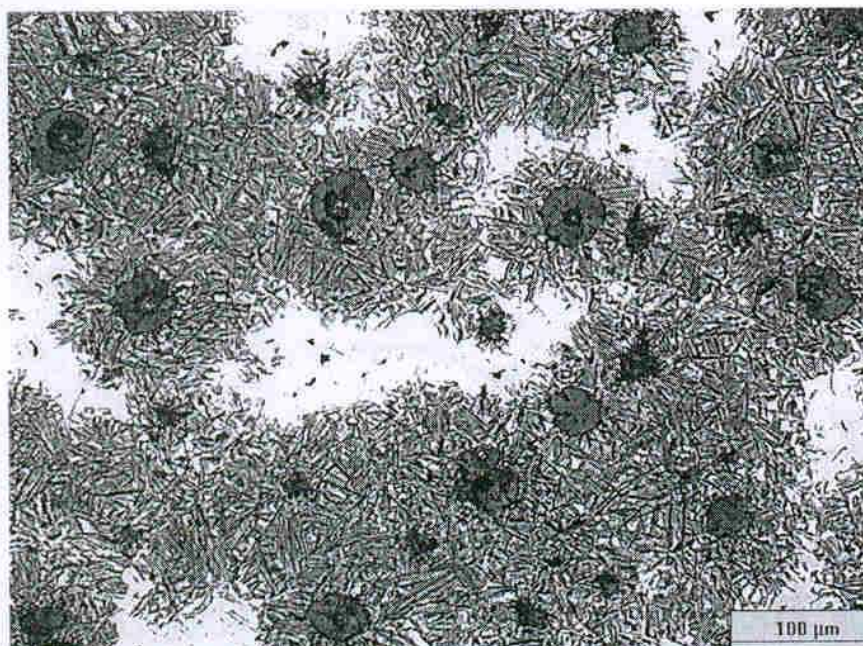


Figura 33 – Regiões segregadas em branco com alto teor de manganês (HAYRYNEN, 2002).

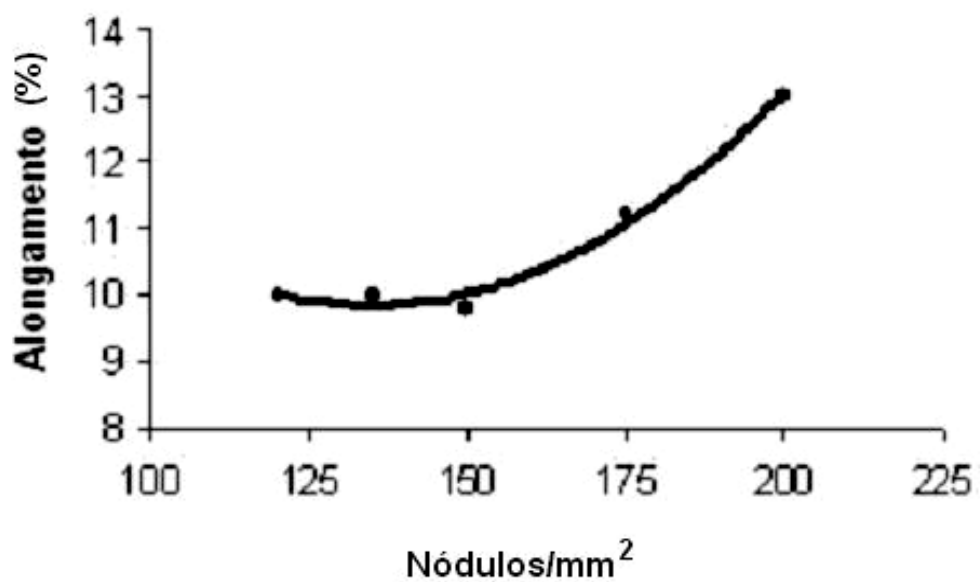


Figura 34 - Influência do número de nódulos de grafita no alongamento do ADI (DEFOIRDT, 1991).

Outro ponto a considerar é que uma alta taxa de resfriamento, que ocorre durante a solidificação de peças com parede fina, conduz a duas mudanças na microestrutura:

- precipitação de carbonetos de ferro;
- aumento no número de nódulos de grafita.

A utilização de peças com paredes finas, especialmente menos do que 3mm, pode-se produzir mais de 2000 nódulos/mm<sup>2</sup>. Além do mais, a estrutura refinada resultante diminui a distância para a difusão do carbono e aumenta a quantidade de interfaces grafita-matriz. Outra vantagem seria a diminuição da microsegregação. Essa diminuição modificaria a cinética das transformações do estado sólido durante os tratamentos térmicos. A literatura mostra que um aumento moderado no número de nódulos em seções normais, de 100 a 250 nódulos/mm<sup>2</sup>, aumenta a resistência e a ductilidade, devido à microestrutura refinada e homogênea obtida na austêmpera. (REBASA *et al.*, 2002).

Quanto à resistência ao desgaste, estudos realizados por REBASA *et al.* (2002), em ferros fundidos nodulares mostraram que a taxa de desgaste dos ferros fundidos nodulares ferríticos aumenta à medida que se aumenta o número de nódulos. A análise da superfície de desgaste mostrou que há uma concentração de desgaste maior na região do nódulo ou microporosidade, apresentando este um aspecto de cometa.

Segundo os mesmos estudos, amostras de ADI austemperado a 260°C com 980 nódulos/mm<sup>2</sup> tiveram um RCF (resistência à fadiga por contacto) cinco vezes maior que um ADI austemperado na mesma temperatura, porém com 160 nódulos/mm<sup>2</sup>.



## Capítulo 4 - Metodologia

Foi obtido uma série de 44 corpos de prova com diferentes números de nódulos de grafita através de técnicas amplamente conhecidas na área de fundição, às quais serão descritas posteriormente. O fluxograma da figura 35 ilustra de maneira sintética todas as etapas do procedimento experimental.

### 4.1 Obtenção dos blocos em Y

Para o desenvolvimento do trabalho foram confeccionados um modelo e uma placa-modelo do bloco Y, espessura de 25mm conforme norma ASTM A 897M. Esta norma permite a retirada de até dois corpos de prova, um posicionado na face inferior do bloco e outro posicionado paralelamente e acima deste. Nesta condição, é possível que haja variação na quantidade de nódulos de grafita devido a diferentes velocidades de resfriamento. Para garantir menor variação do número de nódulos de grafita no mesmo bloco Y, o comprimento deste foi alterado para 330mm, o que permitiu a retirada de dois corpos de prova no mesmo plano, ou seja, alinhados com a face inferior do bloco Y, conforme figura 36.

Foram obtidos 22 blocos Y de ferro fundido nodular. Dentre as diversas técnicas apontadas pela literatura para se obter ferros fundidos nodulares com número de nódulos de grafita diferentes, neste trabalho experimental, foram utilizadas conjuntamente as seguintes técnicas:

- variação do processo de nodularização;
- variação da taxa de inoculação;
- variação da velocidade de resfriamento.

A variação do processo de nodularização foi realizada através da utilização de dois processos distintos de fundição:

- 08 moldes foram vazados utilizando o processo de nodularização dentro do molde conhecido como “Processo *In mold*”;
- 14 moldes foram vazados utilizando o processo de nodularização em panela conhecido como “Processo Sanduíche”.

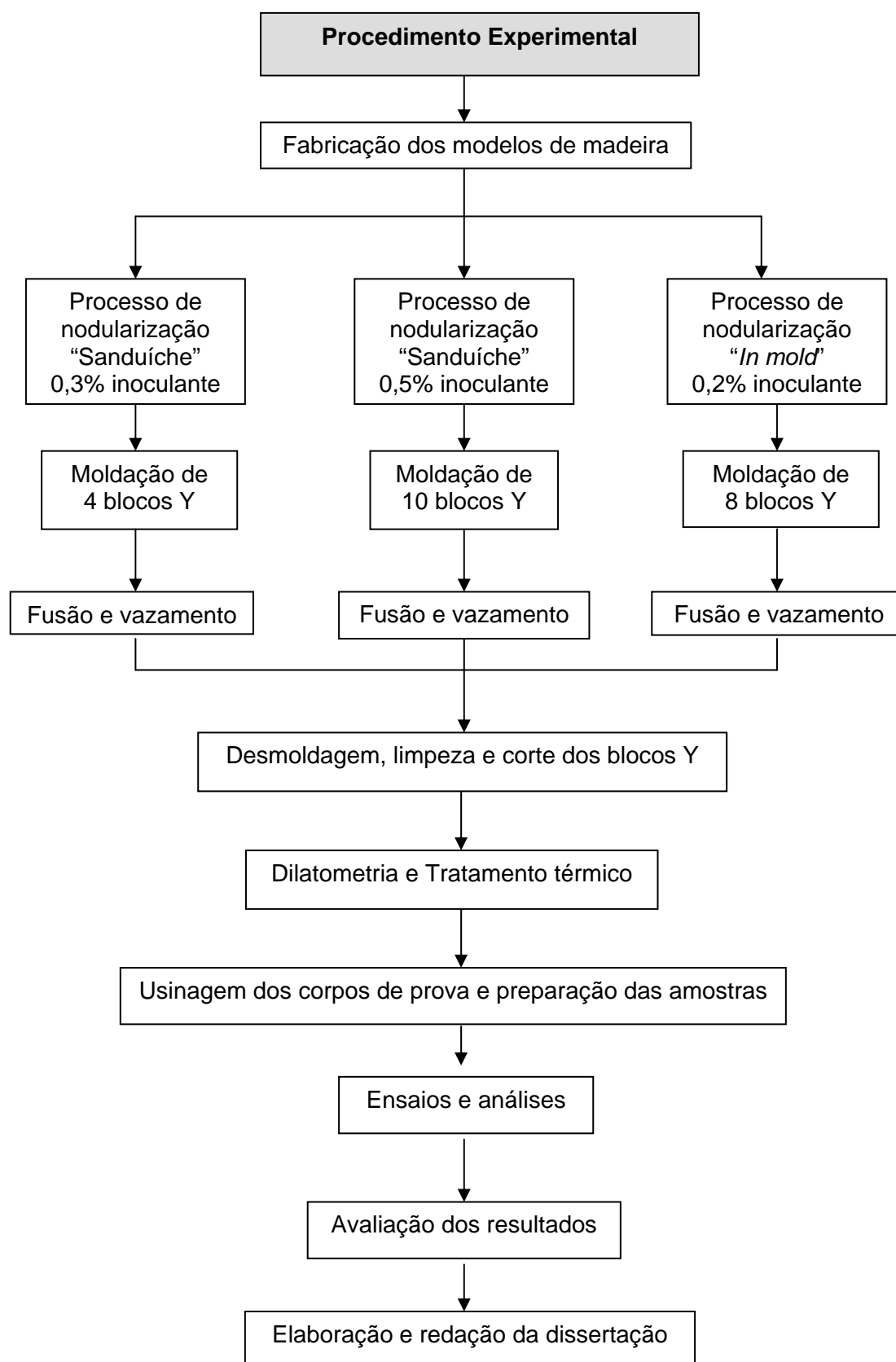


Figura 35 - Fluxograma descrevendo o procedimento experimental.

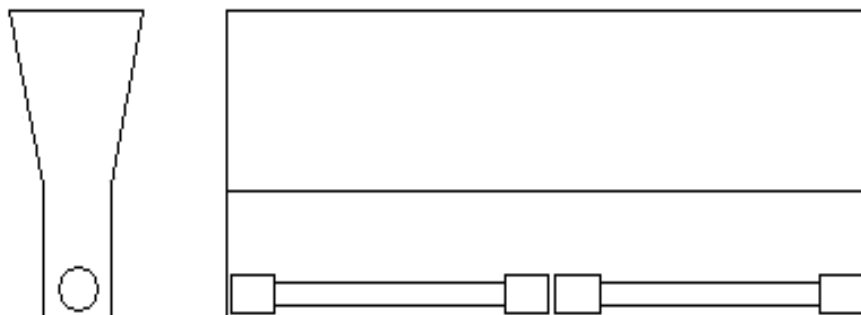


Figura 36 – Vista frontal e lateral do bloco Y mostrando o posicionamento dos dois corpos de prova.

A variação da taxa de inoculação foi realizada com a adição de diferentes quantidades de inoculante:

- “Processo *In mold*” – 0,20% de inoculante Fe-Si75% na panela de tratamento, foi utilizado granulometria de 1 a 3mm nos 08 moldes;
- “Processo Sanduíche” – 0,50% de inoculante Fe-Si 75% na panela de tratamento, foi utilizado granulometria de 1 a 3mm em 10 moldes;
- “Processo Sanduíche” – 0,30% de inoculante Fe-Si 75% na panela de tratamento, foi utilizado granulometria de 1 a 3mm em 04 moldes.

A variação da velocidade de resfriamento nos 22 blocos em Y foi obtida através da inserção ou não de resfriadores metálicos ou mantas exotérmicas próximos às cavidades dos moldes, conforme a distribuição descrita abaixo:

- 04 moldes de areia “*cold box*” com mantas exotérmicas inseridas dentro do molde;
- 10 moldes de areia “*cold box*” sem resfriadores metálicos ou mantas exotérmicas;
- 04 moldes de areia “*cold box*” com resfriadores metálicos inseridos dentro do molde à 10mm de distância das faces laterais e da face inferior do bloco em Y;
- 04 moldes de areia “*cold box*” com resfriadores metálicos inseridos dentro do molde à 2mm de distância das faces laterais e da face inferior do bloco em Y.

A utilização de resfriadores metálicos teve como objetivo aumentar a velocidade de resfriamento dos blocos Y, ao contrário das mantas exotérmicas que foram utilizadas para diminuir as trocas térmicas entre metal e molde. A figura 37 esquematiza todas as situações citadas anteriormente.

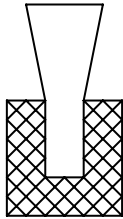

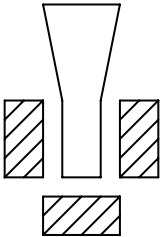
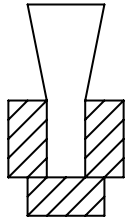
	Molde de areia com manta exotérmica	Molde de areia comum	Molde de areia com resfriadores a 10mm de distância	Molde de areia com resfriadores a 2mm de distância
Tipo de moldes				
Processo Sanduíche - 0,3% inoculante	-----	4 blocos Y	-----	-----
Processo Sanduíche - 0,5% inoculante	2 blocos Y	4 blocos Y	2 blocos Y	2 blocos Y
Processo <i>In mold</i> - 0,2% inoculante	2 blocos Y	2 blocos Y	2 blocos Y	2 blocos Y
Total de blocos Y	4	10	4	4

Figura 37 – Quadro esquemático mostrando o resumo da etapa do procedimento experimental referente à produção dos blocos Y.

Para os processos de nodularização e inoculação foram utilizadas os seguintes ferros-liga:

- liga inoculante FeSi75% com granulometria de 1 a 3mm para os dois processos de nodularização;
- liga nodularizante FeSiMg com granulometria de 1 a 4mm para o processo de nodularização "In mold";
- liga nodularizante FeSiMg com granulometria de 2 a 6mm para o processo de nodularização "Sanduíche".

A composição química das ligas nodularizantes e da liga inoculante são mostradas na Tabela IV.1.

Tabela IV.1 – Composição química dos ferros-liga utilizados.

	%Si	%Mg	%Al	%Ca	%TR	%P	%C	%S
FeSiMg "Sanduíche"	44,8	8,45	0,72	1,38	1,13	-	-	-
FeSiMg "In mold"	46	5,89	0,98	0,49	1,20	-	-	-
FeSi75%	76,28	-	0,45	0,25	-	0,026	0,029	0,0026

A faixa de composição química definida e prevista para os blocos Y está apresentada na Tabela IV.2. Definiu-se a utilização de cobre e níquel para aumentar a austemperabilidade durante o tratamento térmico de austêmpera.

Tabela IV.2 – Faixa de composição química prevista para o ferro fundido nodular.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cu
3,4 a 3,6	2,4 a 2,6	0,35 máx	0,04 máx	0,02 máx	0,7
%Ni	%Mg	%Cr	%Sn	%Al	%Ti
1,0	0,03 a 0,06	0,10 máx	0,02 máx	0,05 máx	0,04 máx

A carga metálica utilizada foi composta de 95% de gusa, 3,3% de sucata de aço, 0,7% cobre e 1% de níquel.

Foram realizadas três fusões em forno elétrico à indução, marca Inductotherm, de 120 kw, com frequência de 3200Hz e capacidade de cadinho de 120kg assim distribuídas:

- uma fusão para o processo de nodularização “*In mold*” com 0,2% de inoculante;
- uma fusão para o processo de nodularização “Sanduíche” com 0,3% de inoculante;
- uma fusão para o processo de nodularização “Sanduíche” com 0,5% de inoculante.

Nas três fusões, o metal atingiu a temperatura máxima de 1510°C. Os tratamentos de nodularização foram realizados nas temperaturas entre 1500 e 1510°C. Os moldes foram vazados imediatamente após os tratamentos de nodularização. As temperaturas de início de vazamento dos blocos foram de 1450°C.

As figuras 38 e 39 mostram os blocos Y obtidos brutos de fundição referentes ao processo “*In mold*” e processo “Sanduíche” respectivamente. Após a desmoldagem, os blocos Y foram jateados e codificados.



Figura 38 – Blocos Y com canais obtidos pelo processo de nodularização “*In mold*”.



Figura 39 – Blocos Y obtidos pelo processo de nodularização “Sanduíche”.

#### 4.2 Ensaio de Dilatometria

Verificou-se através do ensaio de dilatometria a temperatura final de transformação da matriz metálica em austenita em duas condições de número de nódulos de grafita diferentes.

Utilizando o processo de corte a fio por eletroerosão foram preparados quatro corpos de prova de 2mm de diâmetro e 13mm de comprimento retirados dos blocos Y, dois retirados de um bloco que apresentou 100 nódulos/mm<sup>2</sup> e dois retirados de um bloco que apresentou 790 nódulos/mm<sup>2</sup>. Os ensaios de dilatometria foram realizados em um dilatômetro marca Adamel Lhomargy, modelo DT 1000. Os resultados dos ensaios revelaram uma temperatura final de transformação da matriz metálica em austenita de 834°C e 831°C para os corpos de prova de 100 nódulos/mm<sup>2</sup> e 832°C e 836°C para os corpos de prova de 790 nódulos/mm<sup>2</sup>. Em função desses resultados, definiu-se a temperatura para o tratamento de austenitização em 885°C, ou seja, média de 833°C obtido nos ensaios acrescidos de 52°C para garantir completa austenitização.



### 4.3 Tratamento Térmico de Austêmpera

Foi retirada uma barra de seção transversal de 17x25mm e comprimento de 330mm de cada bloco Y, utilizando serra de fita horizontal. As 22 barras seccionadas foram fixadas na posição vertical dentro de um cesto especial para tratamento térmico, conforme figura 40.



Figura 40 – Posicionamento e fixação das barras de 17 X 25 X 330mm dentro do cesto de tratamento térmico.

O tratamento de austêmpera foi realizado em três etapas sucessivas:

- Tratamento de austenitização: utilizou-se para o aquecimento um forno industrial marca Oriental Engineering, modelo P50120, Japão, tipo cadinho, diâmetro interno de 500mm e altura de 750mm, dotado com sistema de circulação forçada do ar para homogeneização da temperatura no interior do cadinho. O cesto com as barras foi inserido no forno de austenitização ainda frio. Após atingir a temperatura de 885°C, as barras permaneceram nesta temperatura por um período de 2 horas.



- Resfriamento das barras: Após atingir duas horas na temperatura de 885°C, o cesto com as barras foi transferido para o forno de resfriamento em banho de sais à temperatura de 359°C, permanecendo neste por 1:30h. Após o mergulho e agitação do cesto no banho de sais, a temperatura do banho atingiu 363°C após 11 minutos, ou seja, variação de apenas 4°C, o que já era esperado em função da maior temperatura das barras. A temperatura estabilizou-se em 360°C após 20 minutos. O tempo de transferência do cesto do forno de austenitização para o forno de resfriamento em banho de sais foi cronometrado em 04s. Este forno é do mesmo fabricante do forno de austenitização, sendo o modelo SPE 50120, com cadinho de diâmetro de 1,2m e 0,8m de profundidade. Utilizou-se na austêmpera, sal marca HEF do Brasil, tipo LTDS, com ponto de fusão de 170°C e capacidade de aquecimento máxima de 500°C. A figura 41 mostra o forno de austenitização e o forno com banho de sais.
- Resfriamento final e lavagem das barras: O cesto, depois de retirado do forno de banho de sais, foi transferido para limpeza em um tanque com água à 60°C agitada por sopro de ar comprimido, tendo permanecido imerso nesta condição por 10 minutos. A limpeza teve por objetivo retirar o sal aderido evitando a corrosão das barras e o contato manual com o sal.



Figura 41 – Forno de austenitização e forno de banho de sais.

#### 4.4 Ensaios e Análises

As análises químicas foram realizadas em Espectrômetro de Emissão Óptica, marca SPECTRO, através da queima de pastilhas coquilhadas. As análises específicas de carbono e enxofre foram realizadas através de pinos coquilhados pelo processo de combustão direta por infravermelho, aparelho marca QUIMITRON.

Após o tratamento térmico, os corpos de prova foram usinados conforme norma ASTM A 897M onde foram adotadas as dimensões referentes ao corpo de prova de diâmetro útil igual a 9mm conforme figura 42. Foram obtidos 44 corpos de prova usinados.

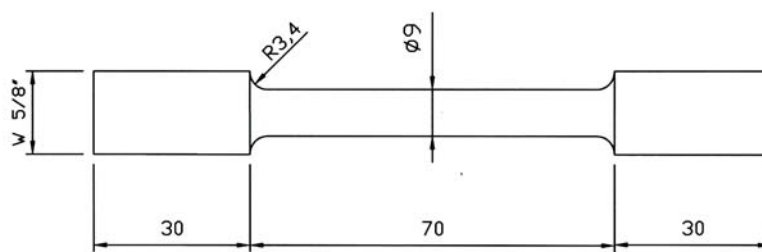


Figura 42 - Corpo de prova usinado conforme ASTM A 897M.

Foram realizados ensaios mecânicos de tração em todos os corpos de prova em Máquina Universal de Ensaios marca EMIC, modelo DL1000, capacidade de 100KN, conforme figura 43. Os ensaios de tração foram realizados com carregamento constante de 10MPa/s. Em todos os ensaios foram utilizados extensômetro eletrônico marca EMIC, modelo EEMA 25.

Após a ruptura, foi determinado o alongamento dos corpos de prova tendo como base de medida o valor de 35,56mm conforme ASTM A 897M.

Utilizando-se do programa HL-Image acoplado a um microscópio óptico marca Versamet 2 Union, foram realizados os exames metalográficos, verificando-se o número de nódulos/mm<sup>2</sup>, grau de nodularidade e fração volumétrica de grafita de todas as amostras. A matriz metálica das amostras foi revelada após ataque químico com nital 2% e examinada também no microscópio óptico. Foram obtidas fotomicrografias de 10 amostras utilizando microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca JEOL, modelo JSM-6360LV com ampliação de 1000X.

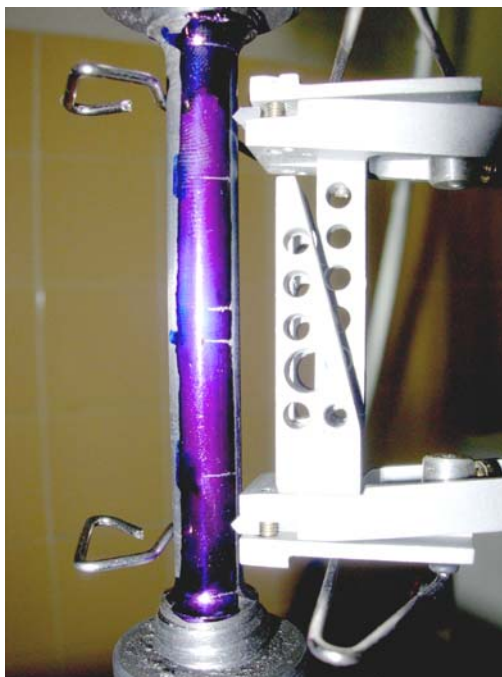


Figura 43 - Corpo de prova sendo submetido a ensaio de tração.

Foi determinada a dureza Brinell dos corpos de prova utilizando-se Durômetro Portátil, marca Microtest Brinella, penetrador de esfera com 10mm de diâmetro e carga de 3000kgf.

Foi determinada a microdureza Vickers das matrizes metálicas dos corpos de prova utilizando-se Microdurômetro WOLPERT, tipo V - Testor 2, carga de 0,5kgf e penetrador de diamante.

Foram realizadas análises semiquantitativas por difratometria de raios-X em 09 amostras que apresentaram diferentes números de nódulos de grafita. As fases presentes nas amostras também foram identificadas. Foi utilizado um Difrátômetro Philips, modelo PW1710, utilizando radiação CuK $\alpha$  e cristal monocromador de grafita, velocidade de varredura 0,02°2 $\theta$ /s, tempo de contagem 1s, intervalo de varredura de 10° até 110° 2 $\theta$ .

PUTATUNDA (1999) e CHANG (1998) calcularam o teor de carbono na austenita utilizando a equação  $a_{\gamma} = 0,3548 + 0,00441C_{\gamma}$ , onde  $a_{\gamma}$  é o parâmetro de rede da austenita e  $C_{\gamma}$  é o teor de carbono. Através da análise dos dados emitidos pela difração de raios-X, o teor de carbono foi calculado utilizando o mesmo procedimento.

Foram realizadas análises fractográficas de algumas amostras após os ensaios de tração utilizando microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca JEOL, modelo T330A.

## Capítulo 5 - Apresentação e Discussão dos Resultados

Os resultados das análises químicas das três fusões de ferro fundido nodular são apresentados na Tabela V.1.

Tabela V.1 – Resultados das análises químicas obtidas nas três fusões de ferro fundido nodular.

Elementos	Faixa prevista (%)	Processo “Sanduíche” – 0,3% inoculação (%)	Processo “Sanduíche” – 0,5% inoculação (%)	Processo “In mold” – 0,2% inoculação (%)
Carbono	3,4 a 3,6	3,52	3,56	3,50
Silício	2,4 a 2,6	2,56	2,52	2,54
Manganês	0,35 máx	0,077	0,072	0,068
Fósforo	0,04 máx	0,0305	0,036	0,029
Enxofre	0,02 máx	0,0129	0,0128	0,019
Cobre	0,7	0,6874	0,6979	0,692
Níquel	1,0	1,0338	1,0063	0,972
Magnésio	0,03 a 0,06	0,0402	0,0498	0,0406
Cromo	0,10 máx	<0,005	<0,005	<0,005
Estanho	0,02 máx	0,01	0,0126	0,0057
Alumínio	0,05 máx	0,0052	0,0075	<0,005
Titânio	0,04 máx	0,011	0,0115	0,01

Os resultados indicam que foram obtidos os teores dos elementos dentro das faixas estabelecidas no planejamento. Os teores de manganês foram mantidos em torno de 0,07%, o que contribuiu para evitar a formação carbonetos intercelulares.

Em função das técnicas utilizadas, o número de nódulos de grafita/mm<sup>2</sup> obtido nos corpos de prova variou de 87 a 796. As fotomicrografias da figura 44 ilustram variações do número de nódulos de grafita obtidos em algumas barras.

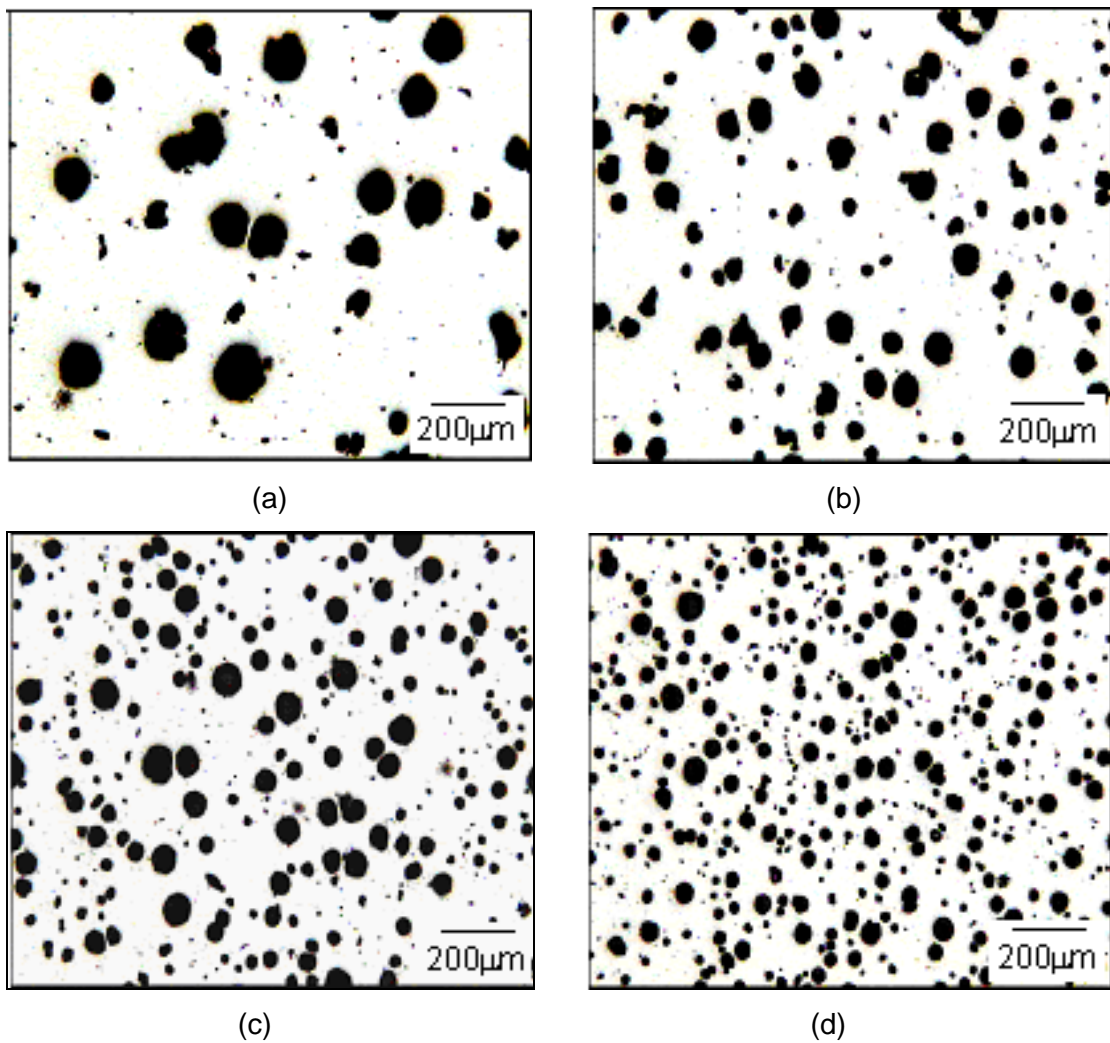


Figura 44 – Número de nódulos/mm<sup>2</sup> apresentados em algumas amostras: (a) molde em areia com manta exotérmica - 98 nódulos/mm<sup>2</sup>, (b) molde em areia - 201 nódulos/mm<sup>2</sup>, (c) molde em areia com resfriador a 10mm de distância da cavidade - 387 nódulos/mm<sup>2</sup>, (d) molde em areia com resfriador a 2mm de distância da cavidade - 784 nódulos/mm<sup>2</sup>. Microscopia óptica. Sem ataque.

A figura 45 apresenta a microestrutura de um dos blocos Y brutos de fundição.

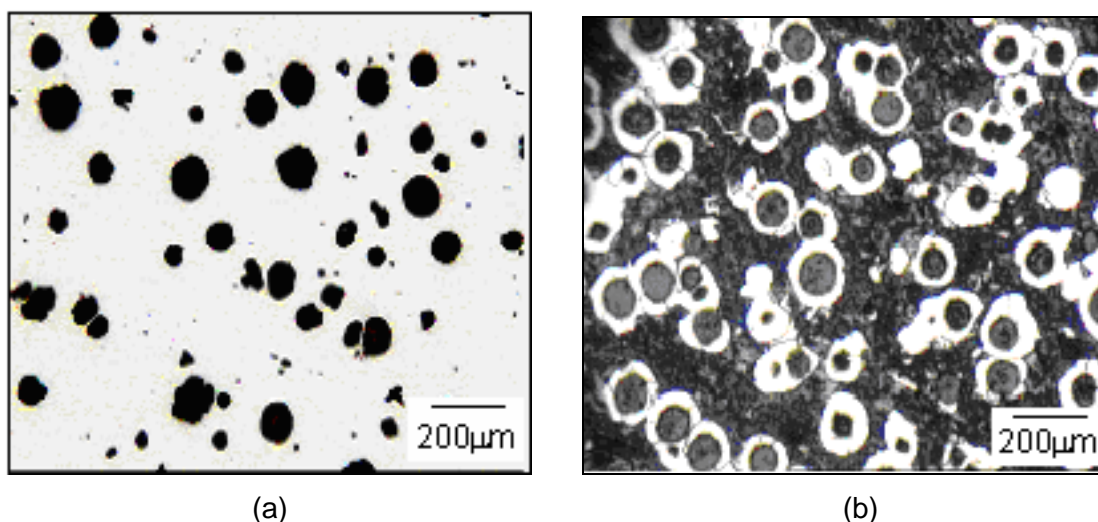


Figura 45 - Fotomicrografia do ferro fundido nodular bruto de fusão: (a) sem ataque e (b) com ataque reativo nital 2%. Microscopia óptica.

A microestrutura apresentou grafita na forma nodular com grau de nodularidade superior a 95% e matriz com aproximadamente 20% de ferrita e 80% de perlita. Todas as amostras apresentaram também grafita nodular, homoganeamente distribuídas, com grau de nodularidade igual ou superior a 92%. Estes resultados atendem às recomendações mínimas de 80 e 85% para o grau de nodularidade estabelecidas por CROKER (1998) e HAYRYNEN (2002), respectivamente, para se obter ADI com propriedades mecânicas satisfatórias.

Apenas uma amostra com aproximadamente 380 nódulos/mm<sup>2</sup> foi eliminada por ter apresentado propriedades mecânicas bem inferiores aos esperados. Uma avaliação metalográfica desta amostra, na região da fratura, revelou a presença de uma pequena porção de grafita na forma de veios, provavelmente devido a algum problema de reação com a liga nodularizante.

Foi observado que o grau de nodularidade aumentou à medida que aumentou o número de nódulos/mm<sup>2</sup>, o que pode ser atribuído ao progressivo aumento da velocidade de resfriamento imposto aos moldes e ao processo de nodularização “*In mold*”, onde praticamente não existe a perda de efeito de nodularização. A figura 46 mostra a variação do grau de nodularidade em função do número de nódulos/mm<sup>2</sup>.

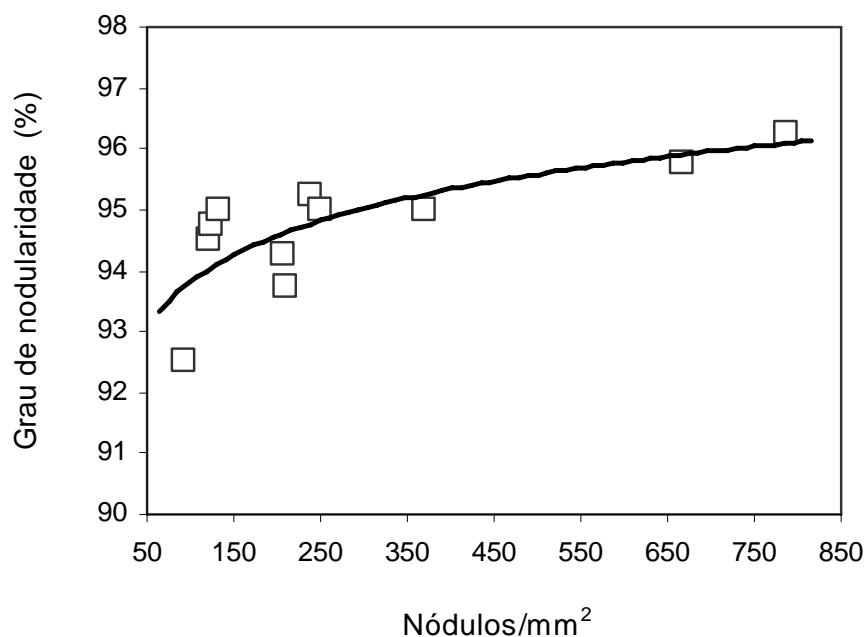


Figura 46 - Variação do grau de nodularização em função do número de nódulos/mm<sup>2</sup>.

Em função das diferentes velocidades de resfriamento, as matrizes das amostras analisadas apresentaram variações de 10 a 90% de perlita. De um modo geral, não foram observadas nas amostras a presença de carbonetos, microrrechupes ou inclusões de óxidos. Apenas a amostra com aproximadamente 100 nódulos/mm<sup>2</sup> revelou a presença de menos de 0,5% de microrrechupes, estando dentro das recomendações mínimas estabelecidas por CROKER (1998) e HAYRYNEN (2002).

Sabe-se que durante o tratamento de austenitização, a completa homogeneização da austenita em amostras que apresentam matrizes diferentes pode variar em função do tempo, ou seja, uma matriz 100% perlítica demora menos tempo para homogeneizar sua microestrutura devido à presença de quantidades consideráveis de carbono na perlita. Baseado nos trabalhos realizados por vários autores, foi estipulado um tempo de austenitização de 2 horas, tempo este considerado suficiente para homogeneizar completamente as matrizes contendo variações volumétricas de perlita e ferrita.

As fotomicrografias das figuras 47 a 52 obtidas através de microscopia eletrônica de varredura, mostram a variação do tamanho dos feixes de ferrita acicular em função do número de nódulos de grafita. Foi observado uma diminuição progressiva dos tamanhos dos feixes de ferrita acicular à medida que se aumentou o número de



nódulos de grafita/mm<sup>2</sup>. Este fenômeno pode ser atribuído à nucleação da ferrita acicular que se dá preferencialmente na interface grafita-matriz e nos contornos de grãos. É fácil concluir que um aumento do número de nódulos de grafita com conseqüente aumento no número de contornos de grãos implica no aumento do número de sítios para nucleação da ferrita acicular.

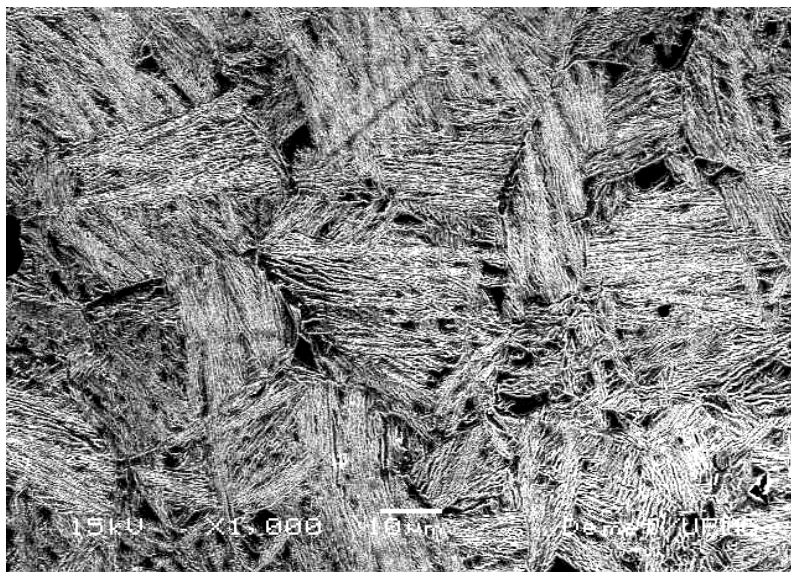


Figura 47 – Fotomicrografia de uma amostra com 87 nódulos/mm<sup>2</sup>. MEV

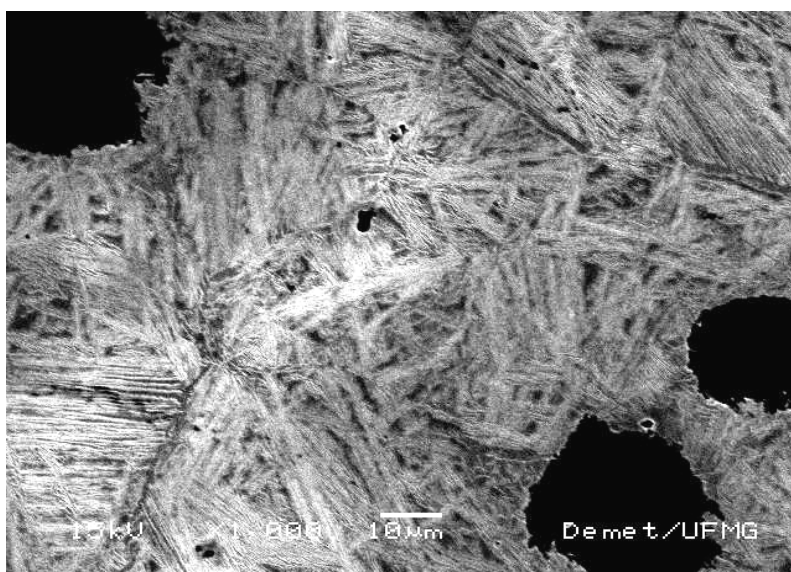


Figura 48 – Fotomicrografia de uma amostra com 123 nódulos/mm<sup>2</sup>. MEV

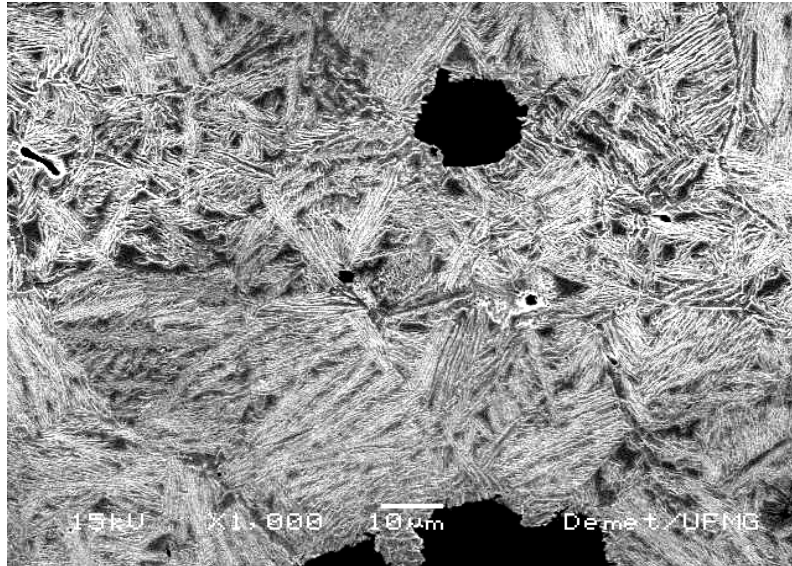


Figura 49 – Fotomicrografia de uma amostra com 128 nódulos/mm<sup>2</sup>. MEV

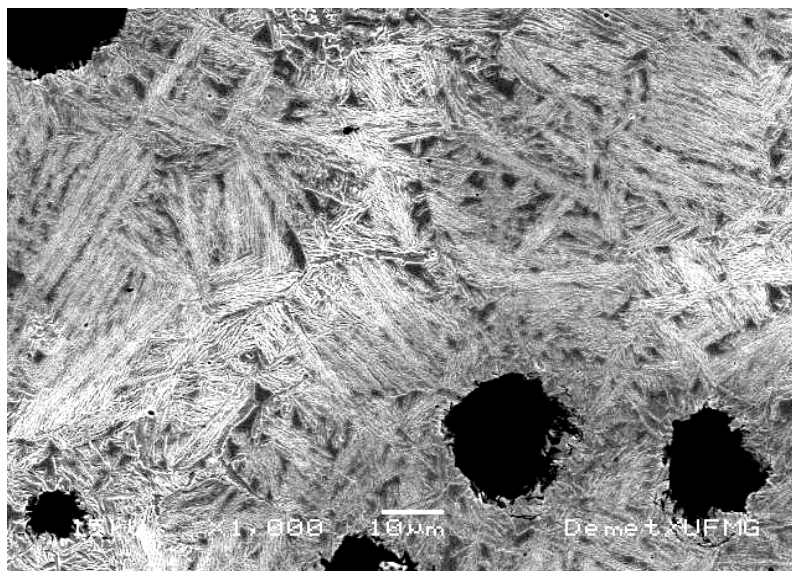


Figura 50 – Fotomicrografia de uma amostra com 215 nódulos/mm<sup>2</sup>. MEV

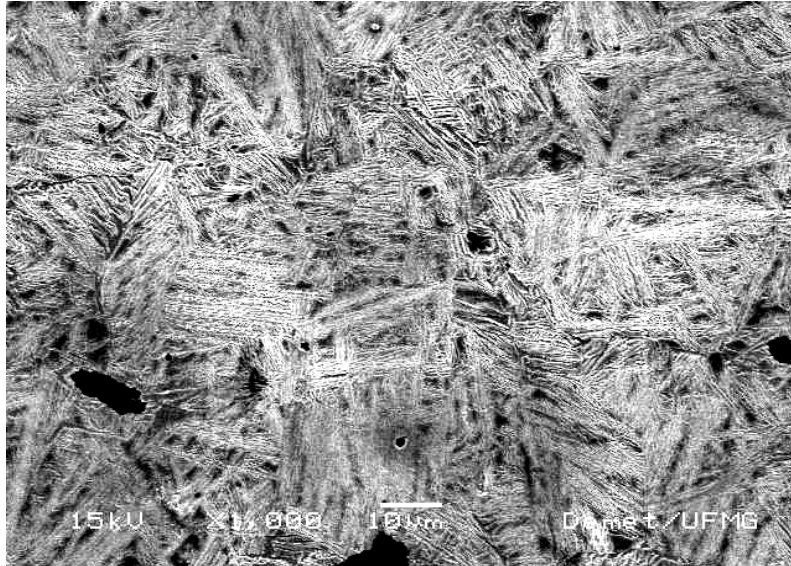


Figura 51 – Fotomicrografia de uma amostra com 240 nódulos/mm<sup>2</sup>. MEV

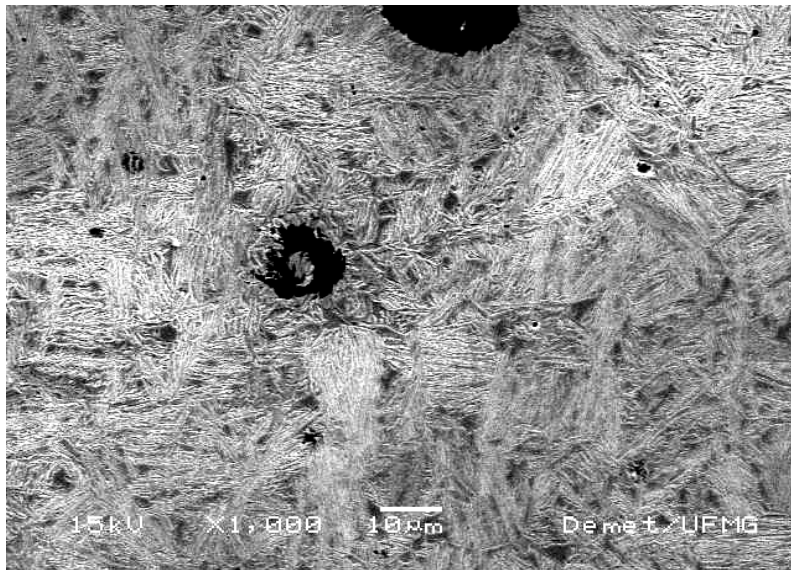


Figura 52 – Fotomicrografia de uma amostra com 387 nódulos/mm<sup>2</sup>. MEV

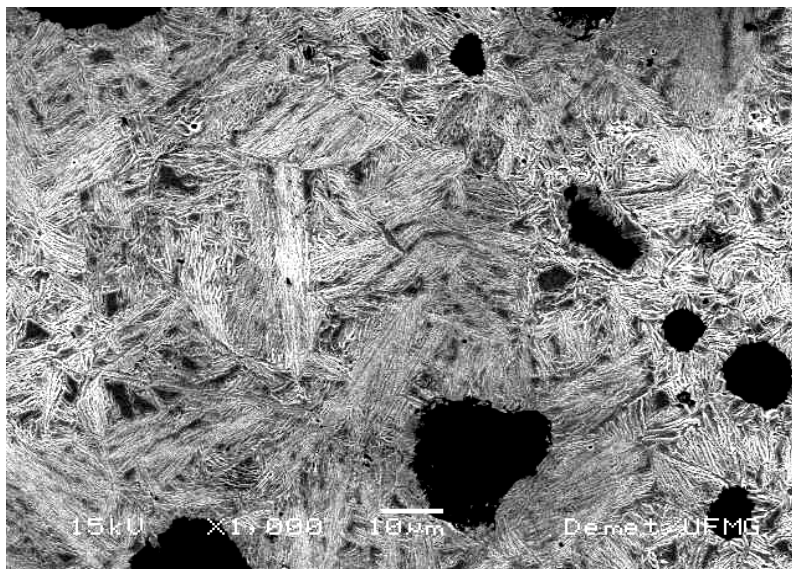


Figura 53 – Fotomicrografia de uma amostra com 661 nódulos/mm<sup>2</sup>. MEV

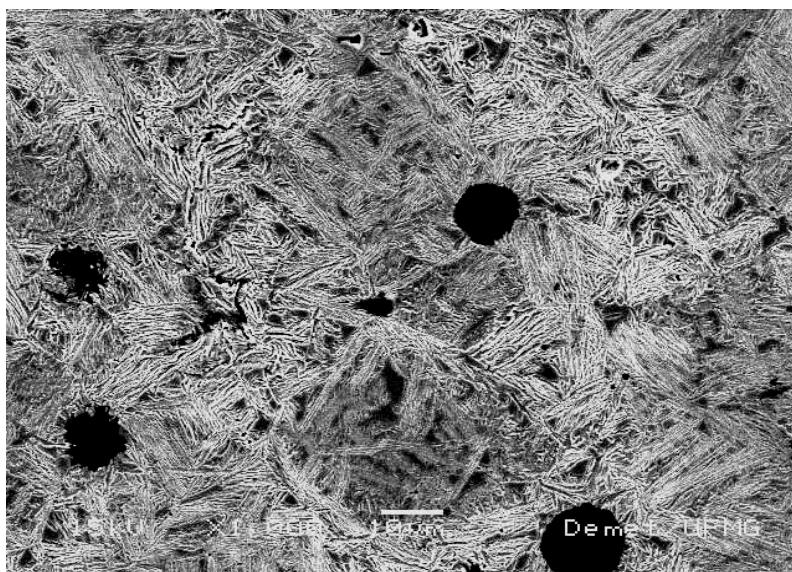


Figura 54 – Fotomicrografia de uma amostra com 784 nódulos/mm<sup>2</sup>. MEV

Foi observado que, à medida que aumentou o número de nódulos de grafita, os pacotes dos feixes da ferrita acicular foram se transformando em uma forma definida por SHIH (1972) como novelos de feixes de ferrita acicular, mais facilmente visível na figura 54. Isto pode ser atribuído à alta taxa de nucleação da ferrita. Estes novelos de ferrita acicular se apresentam fina e aleatoriamente distribuídos.



A figura 55 mostra fotomicrografias de 4 amostras obtidas através de microscopia óptica evidenciando o refinamento progressivo da ferrita acicular à medida que se aumentou o número de nódulos de grafita. Da mesma forma que na microscopia eletrônica de varredura, foi possível observar que a ferrita acicular perde a forma de pacotes de feixes, se transformando em novelos.

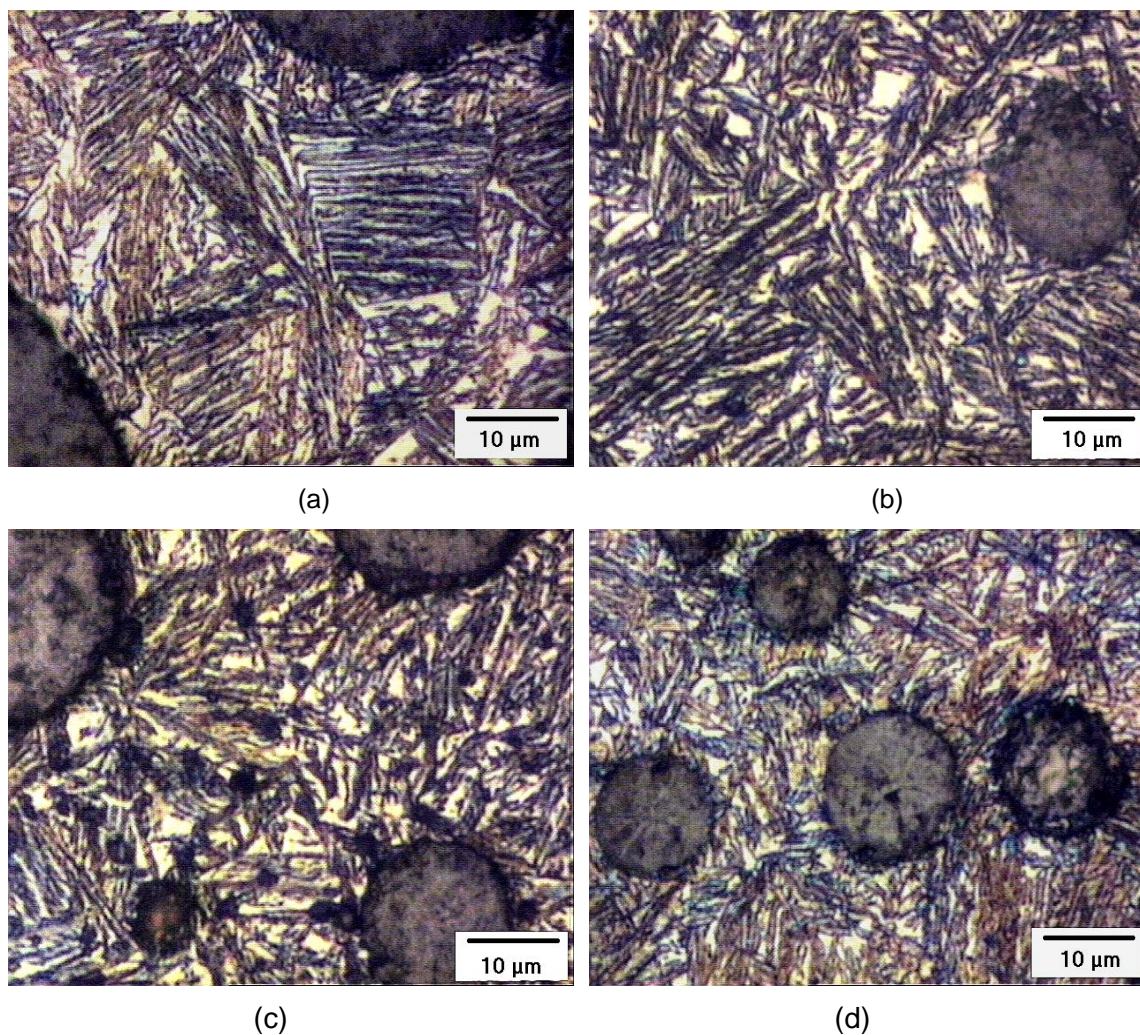


Figura 55 - Fotomicrografias obtidas através de microscopia óptica de 4 amostras: (a) amostra com 98 nódulos/mm<sup>2</sup>, (b) amostra com 216 nódulos/mm<sup>2</sup>, (c) amostra com 660 nódulos/mm<sup>2</sup> e (d) amostra com 784 nódulos/mm<sup>2</sup>. Microscopia óptica.

Nas análises realizadas através de microscopia óptica não foi observado a presença de perlita ou carbonetos, o que sugere que os teores de cobre e níquel, para corpos de prova com espessura de 25mm, garantiram a austemperabilidade do material.

A Tabela V.II apresenta as frações volumétricas dos constituintes das 09 amostras analisadas por difração de raios-X.

Tabela V.II - Frações volumétricas das fases em função do número de nódulos/mm<sup>2</sup>.

Cp	Número de nódulos/mm <sup>2</sup>	% Austenita	% Ferrita	% Grafita
A1	87	22,1	64,7	13,2
C2	123	20,1	67,4	12,5
B3	128	19,4	67,5	13,1
E	201	21,7	65,3	13,0
G	215	21,1	66,3	12,6
H1	240	20,7	66,3	13,0
G2	247	21,7	66,3	12,0
J3	670	22,7	62,9	14,4
K1	784	22,2	65,8	12,0

Entre as 09 amostras analisadas, não foram observadas variações significativas na quantidade de austenita e ferrita acicular formada. Isto pode ser verificado nos resultados de austenita que permaneceram entre 19,4 e 22,7%. Estes resultados estão em consonância com aqueles verificados em estudos realizados por MI (1995), mostrando que os teores de austenita reagida estável permaneceram em valores da ordem de 20% a 24% para ADI com teores de cobre e silício em torno de 0,7% e 2,5%, respectivamente. Para temperatura e tempo de austêmpera de 360°C e 1:30h respectivamente, os resultados de fração volumétrica de austenita também são semelhantes àqueles encontrados por OLIVERA *et al.* (2004).

Esta pequena variação da fração volumétrica de austenita já era esperada uma vez que a temperatura de austenitização, temperatura de austêmpera e composição química foram as mesmas para todos os corpos de prova. Entretanto, embora se tenha analisado apenas 09 amostras, foi observada uma discreta tendência no aumento da fração volumétrica de austenita à medida que se aumentou o número de nódulos de grafita.

Os resultados do número de nódulos de grafita/mm<sup>2</sup> (N), grau de nodularidade (GN), limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LRT), alongamento (A),

dureza Brinell (HB) e microdureza Vickers (HV) obtidos nos corpos de prova (Cp) são apresentados no anexo I.

As figuras 56 e 57 representam na forma de gráficos, o limite de resistência à tração e o limite de escoamento respectivamente, obtidos nos corpos de prova em função do número de nódulos de grafita/mm<sup>2</sup>.

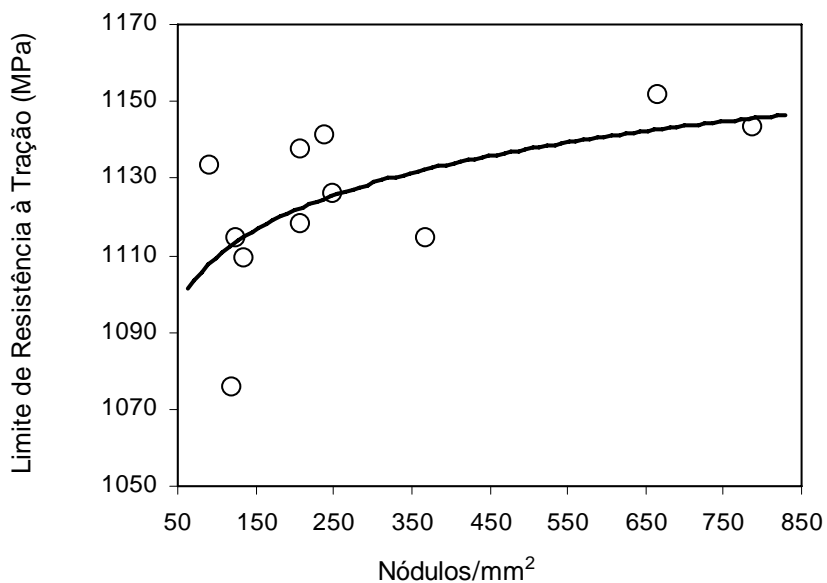


Figura 56 – Variação do limite de resistência à tração em função do número de nódulos de grafita/mm<sup>2</sup>.

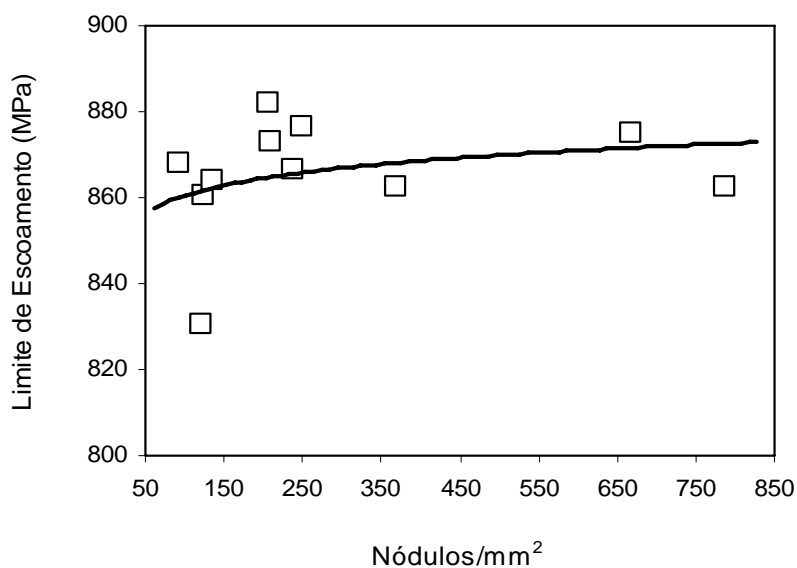


Figura 57 – Variação do limite de escoamento em função do número de nódulos de grafita/mm<sup>2</sup>.

### 5.1 - Limite de Resistência à Tração e Limite de Escoamento

Neste trabalho esperava-se uma variação mais significativa no limite de resistência à tração e no limite de escoamento devido ao refinamento da ferrita acicular, o que seria regido pela relação de Hall-Petch. A primeira hipótese seria que o refinamento dos feixes de ferrita acicular, para situações de alto número de nódulos, ofereceria uma maior quantidade de barreiras para a movimentação das discordâncias o que elevaria o limite de resistência à tração e o limite de escoamento. HAYRYNEN (1991) confirmou a relação de Hall-Petch no qual o refinamento da ferrita acicular aumentou o limite de escoamento do ADI. A segunda hipótese é que uma microtrinca nucleada na matriz com ferrita acicular refinada, também para situações de alto número de nódulos, exigiria maior absorção de energia para sua propagação. A terceira hipótese é que um alto número de nódulos tenderia a distribuir os solutos de maneira mais uniforme promovendo uma melhor homogeneização da microestrutura com conseqüente aumento do limite de resistência à tração e limite de escoamento.

Como pode ser observado na figura 56, houve uma pequena tendência de aumento no limite de resistência à tração à medida que se aumentou o número de nódulos/mm<sup>2</sup>. Já o limite de escoamento (figura 57) não apresentou nenhuma variação significativa.

Entretanto, os resultados estão de acordo com os estudos realizados por PUTATUNDA (1999) que mostrou que a tensão de escoamento aumentou pouco à medida que diminuiu os tamanhos dos feixes de ferrita acicular. HAYRYNEN (1992) também concluiu que, para corpos de prova com número de nódulos de grafita/mm<sup>2</sup> variando de 51 a 148, o limite de escoamento não variou.

Estudos realizados por DAÍ *et al.* (2001) investigando a iniciação e propagação de trincas em corpos de prova de ADI com 0,5mm de espessura, submetidos à tração, mostraram que as microtrincas iniciam primeiramente na interface grafita-matriz. Somente após a trinca propagar em torno do nódulo de grafita é que microtrincas nucleiam na matriz adjacente à interface grafita-matriz. Donde se conclui que quanto maior o número de nódulos de grafitas maior é a probabilidade de microtrincas surgirem após determinada deformação. O estudo também mostra que, à medida que a deformação plástica aumenta, a trinca se propaga na matriz sempre na interface ferrita-austenita mudando de direção cada vez que encontra um feixe de ferrita



acicular com orientação diferente. Estes mecanismos podem ser vistos nas figuras 58 e 59, seqüências (a), (b), (c) e (d), onde  $C_1$  são as microtrincas na interface grafita-matriz,  $C_M$  é a microtrinca na matriz e  $\sigma$  a tensão aplicada.

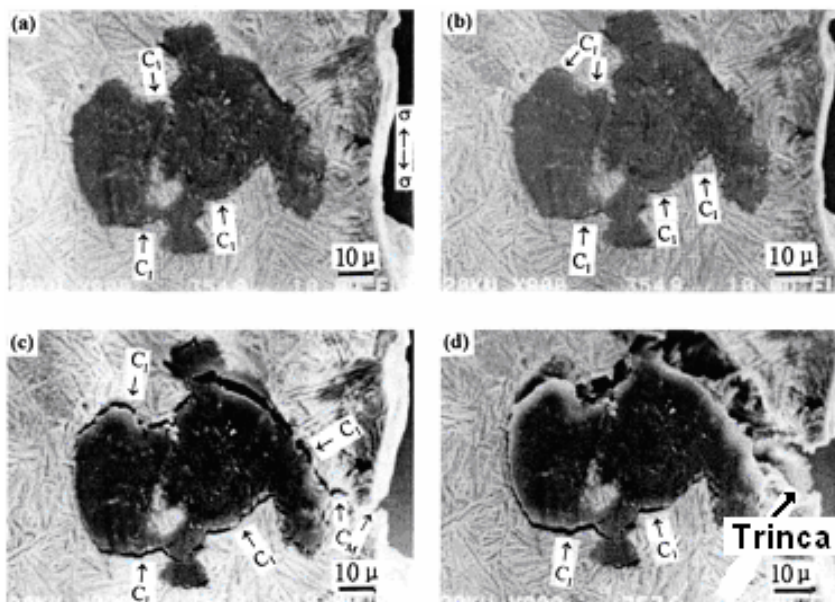


Figura 58 – Nucleação e propagação de trinca na interface grafita-matriz observado por DAÍ *et al.* (2001).

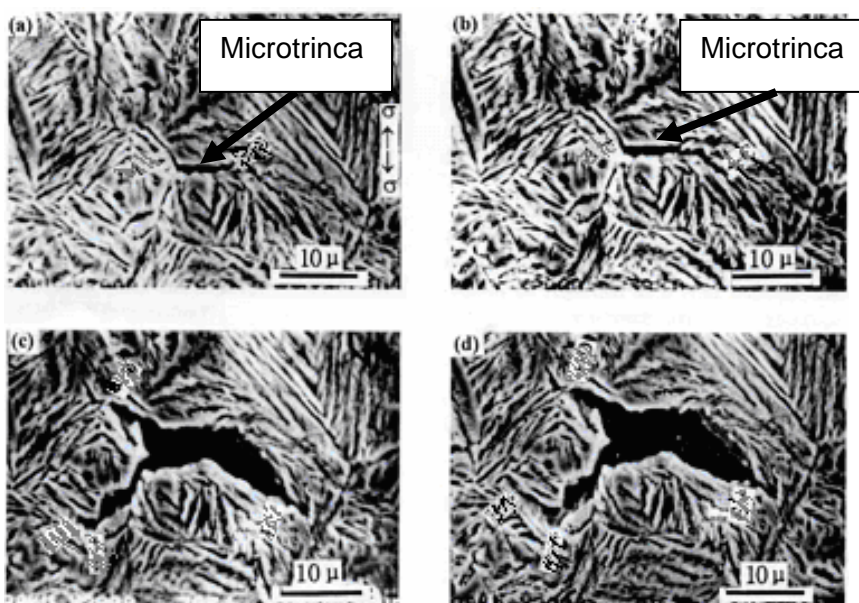


Figura 59 – Propagação de trincas na interface ferrita-austenita observado por DAÍ *et al.* (2001).

Uma hipótese para a pequena variação, tanto do limite de resistência à tração quanto do limite de escoamento é que, se por um lado, o refinamento dos feixes de ferrita acicular aumenta a resistência mecânica pelas questões citadas anteriormente, por outro lado, o elevado número de nódulos de grafita diminui as regiões entre estes, o que corresponde às regiões ocupadas por matriz metálica. Uma redução linear das distâncias entre os nódulos facilitaria o coalescimento de diversas microtrincas, diminuindo-se assim a resistência mecânica.

Baseado no que foi exposto, acredita-se que dois fenômenos devem agir simultaneamente quando a microestrutura é submetida a uma tensão de tração. Enquanto o aumento do número de nódulos de grafita tende a aumentar o número de microtrincas, a matriz metálica refinada, composta de ferrita acicular e austenita, tende a absorver maior quantidade de energia dificultando a propagação destas microtrincas.

Os resultados deste trabalho mostraram que o efeito positivo do refinamento da ausferrita prevaleceu sobre o efeito negativo do aumento do número de nódulos.

Quatro outros aspectos também devem ser considerados para explicar o aumento do limite de resistência à tração. O primeiro deles é que, estatisticamente, muitas microtrincas também propagam até atingir outros nódulos de grafita. Nestes casos, os próprios nódulos de grafita anulam a propagação de muitas microtrincas, DAÍ *et al.* (2001). Uma vez que a propagação de uma microtrinca foi anulada em um nódulo, a nucleação de outra microtrinca, do outro lado deste mesmo nódulo, exige maiores níveis de tensão.

O segundo aspecto é a influência do grau de nodularidade. Foi observado que o grau de nodularidade aumentou à medida que aumentou o número de nódulos de grafita, figura 46. Sabe-se que a concentração de tensões em um nódulo de grafita mais esferoidizado é menor se comparado com o nível de tensões em um nódulo de grafita menos esferoidizado MELO e CARMO (1992). Desta forma, as cavidades mais esféricas preenchidas com grafita, predominantes nos corpos de prova com alto número de nódulos, necessitam maior nível de tensões para nuclear uma microtrinca na interface grafita-matriz.

O terceiro aspecto é que um alto número de nódulos geralmente está associado a uma matriz com ferrita acicular refinada, chegando a apresentar uma forma definida por SHIH (1972) como de novelos. BHADESHIA (2001) comenta que, na ferrita acicular dos aços, a propagação de uma microtrinca sofre desvios de direção à cada momento que encontra placas com orientação diferente. Isto confere aos aços melhores propriedades mecânicas, principalmente tenacidade. No ADI, uma vez que a microtrinca nucleia na interface grafita-matriz e tende a se propagar sempre pela interface ferrita acicular-austenita, a energia absorvida para a propagação desta microtrinca é maior devido à intensa mudança de direção desta. Este fator tende a aumentar a resistência mecânica para microestrutura com alto número de nódulos.

O quarto aspecto é que a matriz metálica quando deformada sofre o fenômeno de encruamento, o que exige quantidades crescentes de tensão para continuar o processo de deformação plástica.

## 5.2 – Alongamento

Foi observado que o alongamento foi significativamente afetado pelo número de nódulos de grafita, figura 60. Os resultados mostraram um aumento expressivo no alongamento à medida que se aumentou o número de nódulos de grafita.

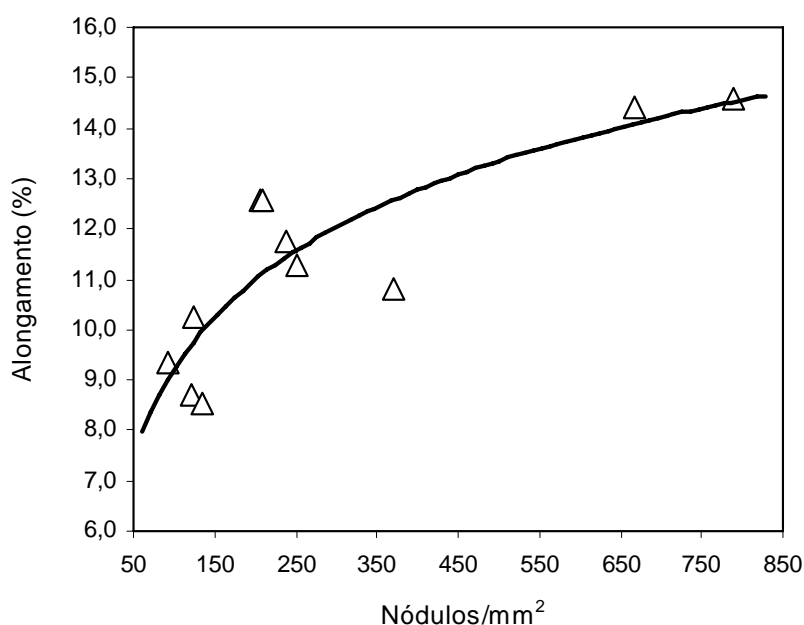


Figura 60 – Variação do alongamento em função do número de nódulos de grafita/mm<sup>2</sup>.

Este comportamento também foi observado por DEFOIRTD (1991) e OKASAKI *et al* (1991) e pode ser atribuído, principalmente, ao aumento progressivo do grau de nodularidade dos nódulos de grafita com conseqüente melhoria na homogeneização da microestrutura à medida que aumentou o número de nódulos.

MELO e CARMO (1992), estudando os ferros fundidos nodulares comuns, observaram uma proporcionalidade direta entre o grau de nodularidade e o alongamento. Este efeito também se verificou para o ADI uma vez que o alongamento revelou ser diretamente proporcional ao aumento do grau de nodularidade.

Segundo OKASAKI *et al.* (1991), o principal fator que afeta o alongamento é a presença de grandes regiões ricamente segregadas entre os nódulos de grafita. A figura 61 mostra esquematicamente a concentração de alguns elementos químicos entre dois nódulos de grafita. Nos últimos momentos do processo de solidificação, elementos como o manganês, cromo, molibdênio e magnésio são segregados para os contornos das células eutéticas.

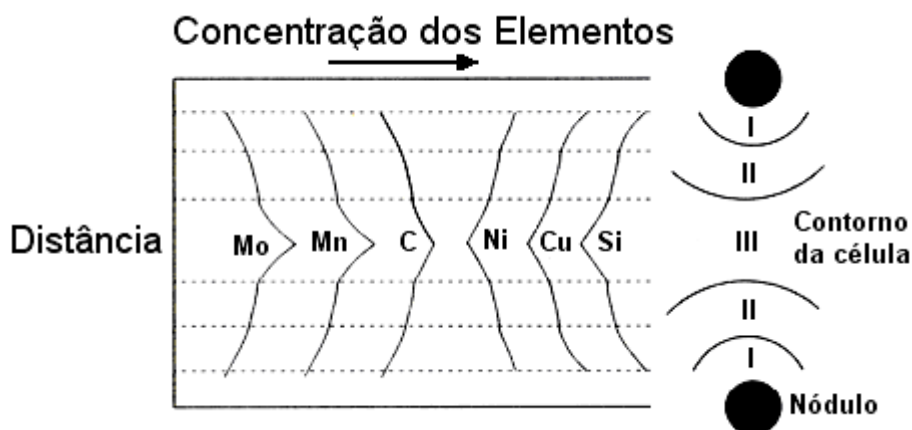


Figura 61 – Concentração dos elementos entre dois nódulos de grafita, YESCAS (2001).

Esses elementos, concentrados entre os nódulos de grafita, atrasam o início de transformação da ausferrita. O resultado é uma microestrutura heterogênea apresentando em volta dos nódulos de grafita, austenita estabilizada com alto teor de carbono, e, nas regiões intercelulares, austenita não-estabilizada com baixo teor de carbono sendo, portanto, metaestável. Conseqüentemente, quando submetidos a um esforço de tração, parte da austenita metaestável, presente nos contornos das células

eutéticas, transforma em martensita. Uma vez formada, a presença de martensita serve como um ponto de nucleação de trinca, diminuindo assim o limite de resistência à tração e o alongamento. OKASAKI conclui que para aumentar o alongamento é essencial diminuir essas regiões de alta segregação entre os nódulos de grafita, o que é possível com o aumento do número de nódulos de grafita.

No presente trabalho, a figura 62 mostra duas fotomicrografias apresentando as regiões segregadas entre os nódulos de grafita com austenita não estabilizada. Foi observado também uma redução progressiva das regiões segregadas à medida que se aumentou o número de nódulos como pode ser visto na figura 63. Em amostras com alto número de nódulos de grafita, os elementos foram segregados de maneira mais distribuída, gerando uma microestrutura mais homogênea. Os resultados crescentes do alongamento encontrados neste trabalho estão de acordo com a teoria apresentada por OKASAKI *et al.* (1991).

Acredita-se que a influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas seja bastante pronunciada em ADI cuja composição química esteja presente, em maiores concentrações, elementos formadores de carbonetos como manganês e molibdênio.



Figura 62 – Fotomicrografias de uma amostra com 87 nódulos/mm<sup>2</sup> apresentando as regiões segregadas entre os nódulos de grafita com austenita não estabilizada. Microscopia óptica. Ampliação 500X.



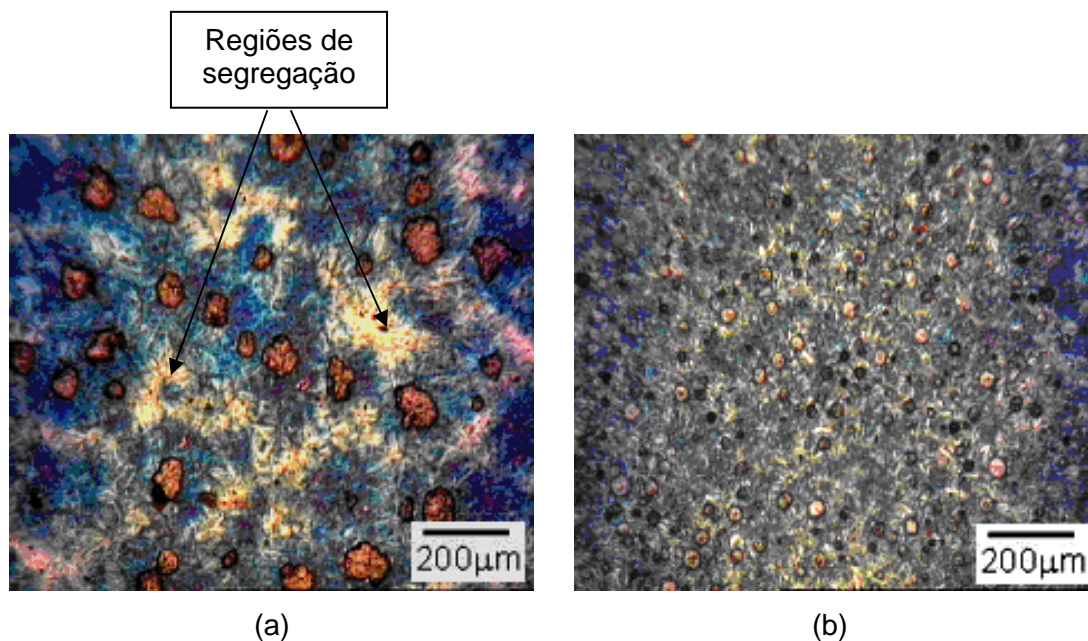


Figura 63 – Regiões segregadas entre os nódulos de grafita: (a) amostra com 98 nódulos/mm<sup>2</sup> e (b) amostra com 784 nódulos/mm<sup>2</sup>.

Outro fator importante está associado à variação da fração volumétrica de austenita. Embora não se saiba ao certo, as concentrações de austenita estabilizada e austenita metaestável presente nas amostras analisadas, a figura 64 mostra a correlação encontrada entre a fração volumétrica de austenita total e o alongamento realizado nas 09 amostras submetidas à difração de raios-X. Os resultados mostraram uma razão de proporcionalidade entre a austenita total e o alongamento.

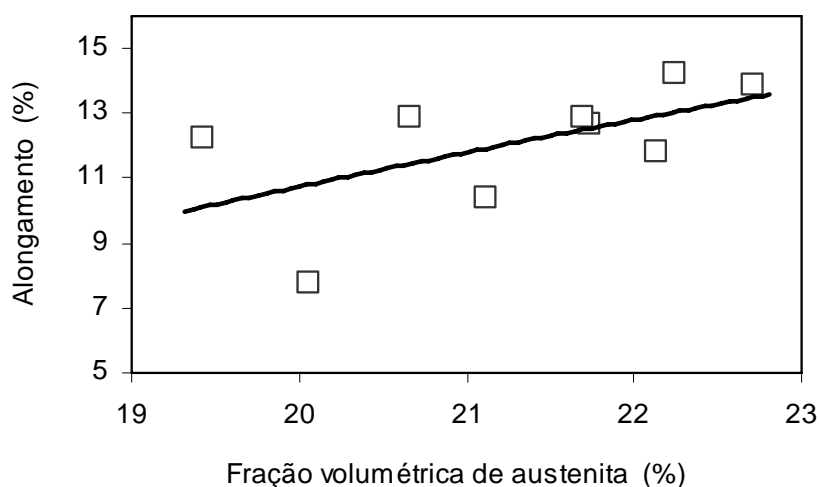


Figura 64 – Variação do alongamento em função da fração volumétrica de austenita.

Estudos realizados por OLIVERA (2004) também mostraram que, para temperaturas de austêmpera de 300, 350 e 400°C, os maiores valores de alongamento coincidiram com os maiores valores de fração volumétrica de austenita total.

YESCAS (2001) observou que a fração volumétrica de austenita estabilizada é maior nas vizinhanças dos nódulos de grafita, tendo em vista que nestas regiões há uma concentração menor de elementos formadores de carbonetos. Desta forma, acredita-se que um maior número de nódulos de grafita tende a promover a formação de uma maior quantidade de austenita estabilizada, devido à maior superfície específica gerada pelos nódulos. A presença de maiores frações volumétricas de austenita estável, à temperatura ambiente, permite uma maior deformação plástica do material, uma vez que a austenita possui um maior número de planos de escorregamento.

Para confirmar a questão relativa ao aumento da fração volumétrica de austenita à medida que aumentou o número de nódulos de grafita, foram realizados ensaios de microdureza Vickers na matriz metálica de todas as 43 amostras. Os resultados são apresentados no anexo I e na figura 65. Foi observado uma diminuição na dureza da matriz metálica à medida que se aumentou o número de nódulos de grafita, o que está associado, provavelmente, à presença de maior fração volumétrica de austenita estabilizada.

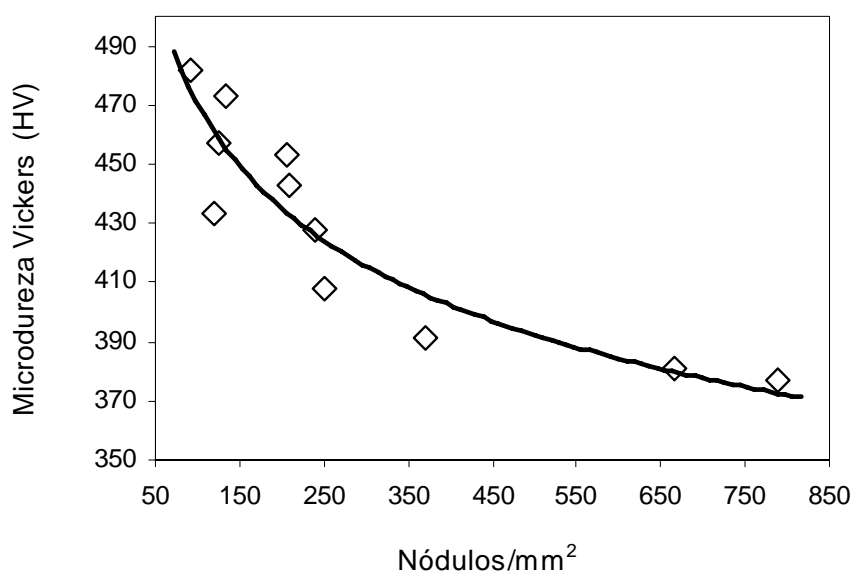


Figura 65 – Variação da microdureza Vickers em função do número de nódulos de grafita/mm<sup>2</sup>.

Os teores de carbono calculados a partir dos resultados da difração de raios-X revelaram concentrações variando de 1,91 a 2,20 %, Tabela V.III. Não foi possível estabelecer correlações entre os teores de carbono e as frações volumétricas de austenita.

### 5.3 - Dureza Brinell

A figura 66 mostra a variação da dureza Brinell em função do número de nódulos de grafita. Da mesma forma que a microdureza Vickers, os resultados mostraram uma diminuição da dureza à medida que aumentou o número de nódulos de grafita, resultados estes coerentes com os resultados de alongamento, ou seja, tendência de diminuição de dureza da microestrutura com conseqüente aumento no alongamento.

Este comportamento pode estar associado com o aumento progressivo da fração volumétrica de austenita estabilizada à medida que se aumentou o número de nódulos de grafita e maior homogeneização da microestrutura. Acredita-se que parte da austenita não estabilizada, presente em proporções consideráveis nas amostras com baixo número de nódulos de grafita, se transforma em martensita quando submetida à deformação mecânica, o que explica os resultados de dureza mais elevados.

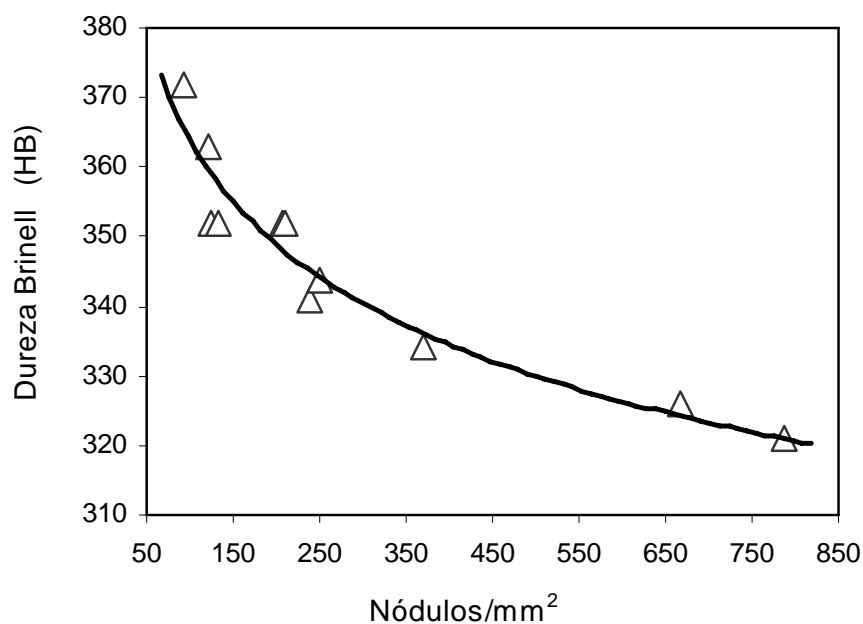


Figura 66 – Variação da dureza Brinell em função do número de nódulos de grafita/mm<sup>2</sup>.



#### 5.4 - Análises fractográficas

As fractografias de quatro amostras apresentando diferentes números de nódulos de grafita são apresentadas na figura 67. Todas as amostras examinadas apresentaram modo de fratura dúctil. A observação ao microscópio eletrônico de varredura revelou a presença de cavidades vazias geradas pelo desprendimento dos nódulos de grafita e diversos nódulos de grafita expostos. Por entre as cavidades vazias e os nódulos de grafita expostos foram observados inúmeras microcavidades refinadas e deformadas plasticamente se apresentando na forma de alvéolos (*dimples*).

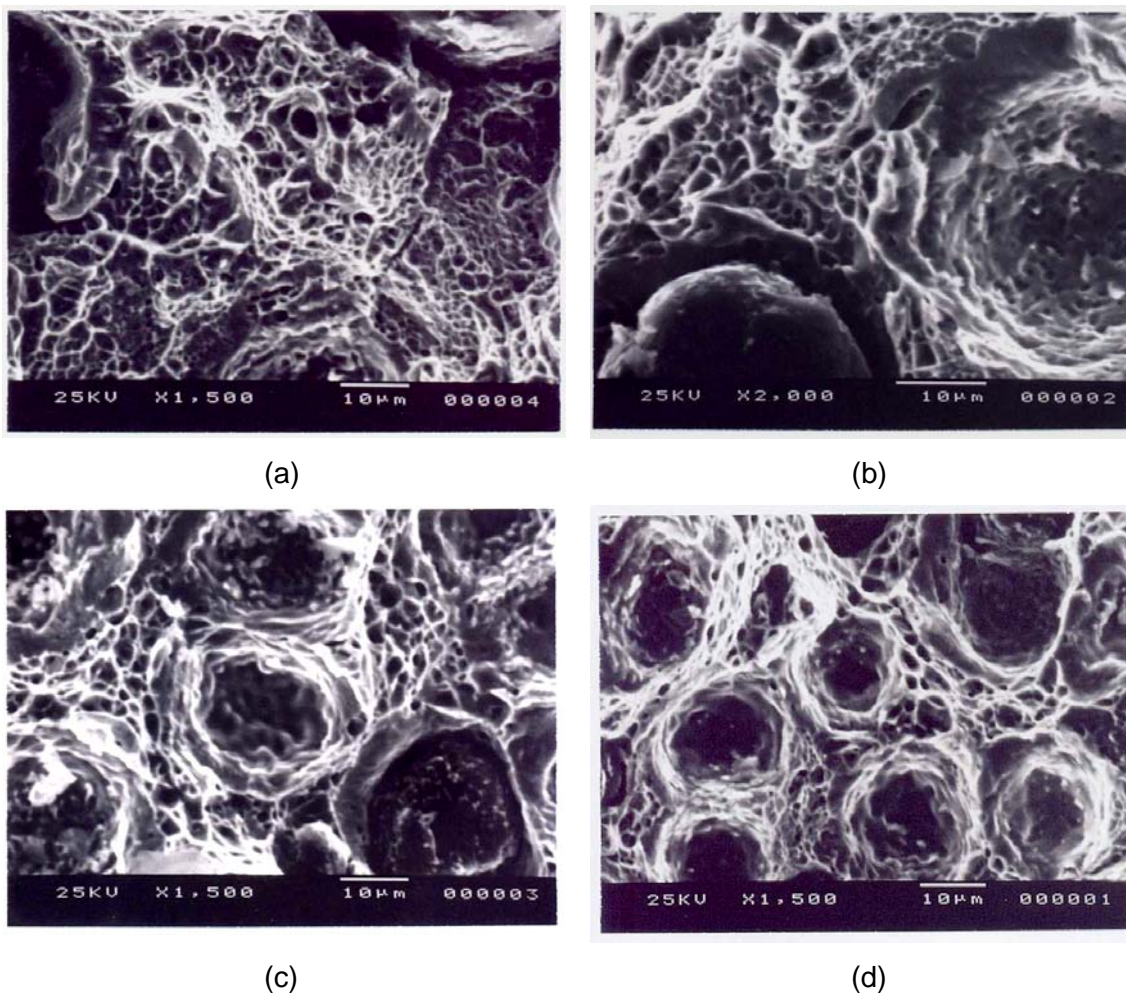


Figura 67 - Fractografia de 04 amostras obtidas em microscópio eletrônico de varredura sendo: (a) 87 nódulos/mm<sup>2</sup>, (b) 215 nódulos/mm<sup>2</sup>, (c) 670 nódulos/mm<sup>2</sup>, (d) 784 nódulos/mm<sup>2</sup>.

Isto sugere que os mecanismos de fratura seguiram os mesmos observados por DAÍ *et al.* (2001), ou seja, nucleação de microtrincas nas interfaces grafita-matriz, propagação dessas microtrincas ao redor dos nódulos resultando na decoesão destes, alargamento da cavidade dos nódulos na direção do esforço aplicado, grande deformação plástica nas regiões de matriz entre os nódulos resultando na nucleação de novas microtrincas na matriz e propagação dessas microtrincas nas interfaces ferrita-austenita para se unir às trincas maiores.

### 5.5 – Tenacidade

Em função dos resultados de alongamento e limite de resistência à tração obtidos nas amostras foi observado também uma tendência de aumento na tenacidade do material à medida que se aumentou o número de nódulos de grafita conforme pode ser visto na figura 68.

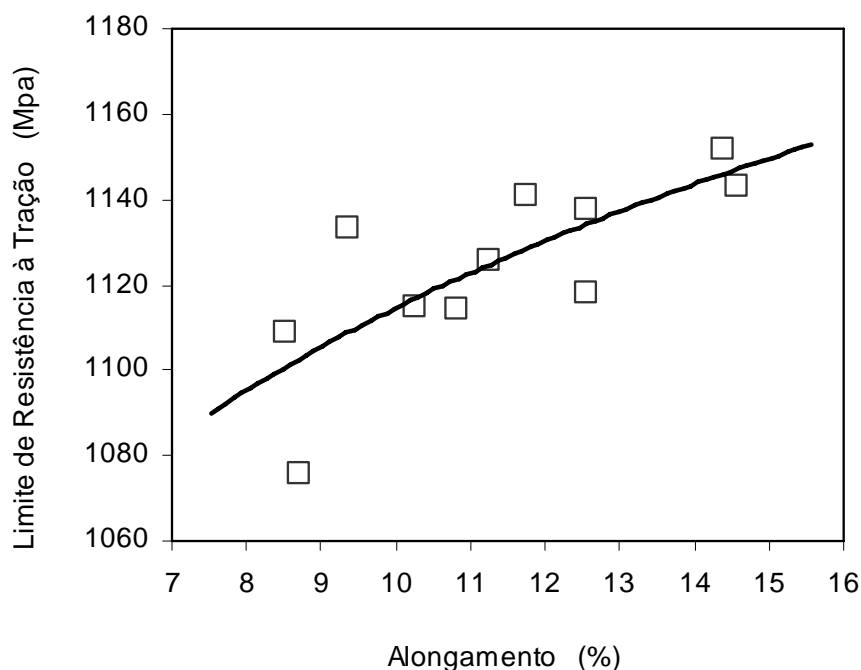


Figura 68 – Variação do limite de resistência à tração em função do alongamento.

## Capítulo 6 – Conclusões

Foi avaliada a influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ADI, considerando uma amostragem que apresentou uma variação de 89 a 794 nódulos/mm<sup>2</sup>. Todas as outras variáveis de processo foram mantidas constantes. A análise dos resultados obtidos nas condições experimentais utilizadas neste trabalho permite concluir que:

- O fator “**número de nódulos de grafita**” exerceu uma influência significativa no alongamento do ADI. À medida que se aumentou o número de nódulos de grafita, o alongamento também aumentou de 7 para 15%.
- Mesmo apresentando uma ausferrita mais refinada, as amostras com alto número de nódulos de grafita apresentaram pequeno aumento no limite de resistência à tração, aumento este da ordem de 4%.
- Os resultados do limite de escoamento se mostraram insensíveis à variação do número de nódulos de grafita.
- Tanto a dureza Brinell como a microdureza Vickers apresentaram o mesmo comportamento, ou seja, diminuíram à medida que aumentou o número de nódulos de grafita.
- A análise do limite de resistência à tração versus alongamento apresentou uma tendência no aumento da tenacidade à medida que se aumentou o número de nódulos de grafita.

Alguns autores recomendam um mínimo de 100 nódulos/mm<sup>2</sup>, outros, porém, recomendam um mínimo de 150. Essas recomendações se devem, provavelmente, às intensas segregações que ocorrem nas regiões intercelulares, o que gera uma microestrutura bastante heterogênea. Os resultados obtidos confirmam que, um aumento do número de nódulos de grafita, favorece a obtenção de uma microestrutura mais homogênea com melhoria nas propriedades mecânicas, principalmente no alongamento.

## Capítulo 7 – Relevância dos resultados

O resultado deste trabalho apresenta relevância para a indústria e para o meio acadêmico considerando sua contribuição inédita ao conhecimento. Até o presente momento não foram encontrados estudos concretos sobre a influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ADI o que sinaliza uma lacuna importante a ser explorada pelo Departamento de Metalurgia e materiais da UFMG. O ADI é um material emergente cuja taxa de crescimento de sua aplicação, só nos Estados Unidos e na Europa, alcançou 30% em 2004 e que possui ainda uma certa escassez de dados sobre propriedades mecânicas em função de variáveis de processo.

Para a indústria, o resultado mostra que ainda é possível alcançar propriedades mecânicas melhores quando se trabalha com alto número de nódulos de grafita, especialmente o alongamento. Neste contexto, a produção de ADI a partir de moldes metálicos ganha força, principalmente no setor automotivo, por se tratar de um material inédito, com uma contagem de nódulos que pode variar de 1000 a 2000 nódulos/mm<sup>2</sup>.

Outro aspecto importante é que os resultados abrem novas frentes de investigação no sentido de melhor conhecer as potencialidades do ADI as quais são apresentados no próximo capítulo.

## Capítulo 8 – Sugestões para trabalhos futuros

O resultado apresentado por este estudo abre uma frente para novos trabalhos interessantes os quais são descritos abaixo:

- avaliar as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado a partir de ferro fundido nodular obtido em moldes metálicos utilizando diferentes temperaturas de austêmpera;
- avaliar a influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado utilizando diferentes temperaturas de austêmpera;
- avaliar influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado ligado (Mn, Mo, Cu e Ni);
- avaliar influência do número de nódulos de grafita na resistência ao impacto do ferro fundido nodular austemperado;
- avaliar influência do número de nódulos de grafita na tenacidade à fratura do ferro fundido nodular austemperado;
- avaliar influência do número de nódulos de grafita na resistência à fadiga do ferro fundido nodular austemperado.

Anexo I – Resultados do número de nódulos de grafita/mm<sup>2</sup> (N), grau de nodularidade (GN) e respectivas propriedades mecânicas.

Cp	N	LRT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	HB	HV	GN (%)
A	98	1166,78	883,61	10,57	375	529	93
A1	87	1166,41	883,32	11,81	375	530	92
A2	88	1040,37	825,88	5,2	375	485	92
A3	94	1159,87	878,32	9,84	363	384	93
B	123	1061,79	833,71	7,75	363	469	94
B1	112	1026,96	806,39	5,71	363	446	95
B2	120	1117,2	848,07	9,17	363	413	94
B3	128	1097,35	833,02	12,25	363	405	95
C	121	1154,86	876,7	12,06	352	478	97
C1	124	1140,68	865,89	12,49	352	432	96
C2	123	1062,57	834,32	7,26	352	453	92
C3	129	1100,61	864,19	9,17	352	466	94
D	125	1083,36	843,62	8,52	352	489	95
D1	138	1106,99	862,01	10,35	352	512	95
D2	137	1120,71	873,15	7,65	352	451	95
D3	137	1125,3	876,72	7,53	352	442	95
E	201	1159,85	901,82	12,65	352	443	95
E1	203	1132	889,63	11,05	352	446	94
E2	208	1137,56	874,56	14,96	352	492	94
E3	216	1121,24	861,47	11,56	352	432	94
F	201	1097,46	861,15	10,52	352	442	94
F1	215	1103,01	865,53	10,38	352	462	93
F2	204	1133,96	889,66	12,74	352	399	94
F3	216	1138,97	875,64	16,55	352	470	94
G	215	1114,92	857,15	10,55	341	416	95
G1	241	1164,2	827,87	14,2	341	471	95
G2	247	1152,96	898,27	12,91	341	402	96
G3	251	1132,27	882,14	9,34	341	422	95
H	236	1160,91	888,52	14,56	341	433	96
H1	240	1166,02	907,25	12,88	341	392	96
H2	253	1102,97	866,73	9,14	341	377	94
H3	273	1073,68	843,71	8,46	352	431	94
I	387	1116,87	852,77	11,7	341	381	94
I1	365	1125,73	862,5	10,56	331	396	96
I2	356	1100,03	871,49	10,2	331	398	95
J	675	1137,56	874,56	14,96	331	390	95
J1	660	1162,2	870,75	14,66	331	384	96
J2	661	1171,61	890,89	14,09	321	391	97
J3	670	1135,44	863,41	13,88	321	360	95
K	779	1132,11	858,26	14,68	321	374	96
K1	784	1137,16	853,9	14,26	321	367	96
K2	795	1125,1	848,91	14,46	321	387	97
K3	796	1177,88	888,72	14,85	321	381	96

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 897M-90**: Standards specific for austempered ductile iron casting [Metric] 1. West Conshohocken, 1997.

ASKELAND, D. R. Effect of nodule count and cooling rate on the matrix of nodular cast iron. **AFS TRANSACTIONS**, p. 157-164, 1975.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR MB-1512**: Ferro fundido nodular e ferro fundido maleável – contagem de nódulos de grafita. Rio de Janeiro, 1990.

BHADESHIA, H.K.D.H. Bainite in steels: transformations, microstructure and properties. 2.ed. Cambridge: ION Communications, 2001.

BCIRA. **Production of ductile iron**. Birmingham, (199\_).

CARMO, D.J.; DIAS, J.F. **Ferro fundido nodular austemperado ADI**. Itaúna: SENAI DR MG, 110 p. 2001.

CARMO, D.J. **Desenvolvimento do processo tecnológico de fabricação de peças em ferro fundido nodular austemperado (ADI)**. (Dissertação de mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais), Belo Horizonte: 2003. 191 p.

CHANG, L.C. Carbon content of austenite in austempered ductile iron. **Scripta Materialia**, v.39, n1, p.35-38, 1998.

CHRIST, R.J. The status of world wide specifications for austempered ductile irons. In: **WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON**, 1991, Chicago. **Anais...** Dês Plaines: AFS, 1991. v.1, p.549-566.

CROCKER, M. ADI é alternativa para as fundições de ferro fundido nodular. **Fundição e Serviços**, v. 9, n. 69, p. 18-22, Set. 1998.

CONCEIÇÃO, I.N. **Influência da morfologia da grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular ferrítico**. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais) - UFMG, Belo Horizonte, 1977.

DAÍ, P.Q.; HE, Z.R.; ZHENG, C.M.; MAO, Z.Y. In-situ SEM observation on the fracture of austempered ductile iron. **Materials Science and Engineering**, A-319-321, p.531-534, 2001.

DEFOIRDT, F. Research, development and industrial applications of ADI at ferromatrix foundries. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, 1991, Chicago. **Proceedings...** Chicago: AFS, 1991, p. 113-124.

DOMMARCO, R. C.; SALVANDE, J. D. Contact fatigue resistance of austempered and partially chilled ductile irons. **Wear**, 9436 1-7, 2003.

ELLIOTT, R. Cast iron technology. London: Butterworths, 1988. 244p.

EVANS, W.J.; CARTER Jr., S.F.; WALLACE, J.F. Factors influencing the occurrence of carbides in thin section of ductile iron (81-47). **AFS TRANSACTIONS**, 1981. p. 229-322.

FROEHLICH, A.R.; WARMLING, G.; STROHAECKER, T. R. Influência de número de células eutéticas sobre a tenacidade à fratura de ferros fundidos nodulares perlíticos. In: CONGRESSO NACIONAL DE FUNDIÇÃO, 1997, São Paulo. **Anais...** São Paulo: ABIFA. p. 1-17. 1997.

FULLER, A G. Fading of inoculants. AFS. **Modern inoculating practices for gray and ductile iron**. Rosemont. cap. 8, p. 141-183. 1979.



GUEDES, L.C.; GUESSER, W.L.; DURAN, P.V; SANTOS, A.B.S. Efeitos do fósforo em ferros fundidos nodulares austemperados. **Metalurgia & Materiais**, v. 49, n. 420, p. 646-659, Ago., 1993.

HASSE, S. ADI, um material ideal para a produção de peças com paredes espessas. **Fundição e Serviços**, v. 9, n. 67, p. 60-74, Jul. 1998.

HAYRYNEN, K.L.; MOORE, D.J. ; RUNDMAN, K.B. Tensile properties and microstructures of a clean austempered ductile iron (90-127). **AFS TRANSACTIONS**, p. 471-476, 1990.

HAYRYNEN, K.L. ; SNOW, C.T. ; MOORE, D.J. ; RUNDMAN, K.B. Austempered ductile iron part II : microstructure and tensile properties of low alloy small section size castings. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, Chicago, 1991. **Proceedings** ... Chicago: AFS, 1991. pp.195-240.

HAYRYNEN, K.L. The production of austempered ductile iron (ADI). In: WORLD CONFERENCE ON ADI, 2002. **Proceedings...** [s.n.t.], 2002.

HEMANTH, J. Effect of cooling rate on dendrite arm spacing (DAS), eutectic cell count (ECC) and ultimate tensile strength (UTS) of austempered chilled ductile iron. **Materials and Design**, n.21, p.1-8. 2000.

HEMANTH, J. Fracture toughness of austempered chilled ductile iron. **Materials and Design**, n.19, p.269-277, 1998.

JANOWAK, J.F.; GUNDLACK, R.B.; Development of a ductile iron for commercial austempering. **AFS TRANSACTIONS**. Des Plaines, v.91, p. 377-388, 1983.

KOVACS, B.V. Austempered ductile iron: fact and fiction. **Modern Casting**, Des Plaines, v. 80, n. 3, p. 38-41, Mar. 1990.

KOVACS, B.V. The effect of alloying elements and their segregation in ADI. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON. Chicago 1991, Chicago. **Anais...** Des Plaines: AFS,1991. v. 1, pp. 201-270.

KOVACS, B.V. On the terminology and structure of ADI (94-83). **AFS TRANSACTIONS**, p. 417-420. 1994.

KRISHNARAJ, D.; NARASIMHAN, H.N.L.; SESHAN, S. Structure and properties of ADI as affected by low alloy additions (92-100). **AFS TRANSACTIONS**, 1992. p. 105-112.

MELO, G.H.T.; CARMO, D.J. Correlação entre a microestrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido com grafita esferoidal. Itaúna: SENAI/CETEF, 1992. 36p.

MI, Y. Effect of Cu, Mo, Si on the content of retained austenite of austempered ductile iron. **Scripta Metallurgica et Materialia**, v.32, n.9, p.1313-1317, 1995.

MORGAN, H.L. Introduction to foundry production and control of austempered ductile irons. **The British Foundryman**, v.80, n.2, p. 98-108, Fev/Mar., 1987.

MOX, C; Use of Bismuth in Ductile Iron, **Ductile Iron News**, n. 1, p. 1-3, 2001. Disponível em [http://www.ductile.org/magazine/2001\\_1/Bismuth.htm](http://www.ductile.org/magazine/2001_1/Bismuth.htm), Acesso em 3/04/2004.

MULLINS, J.D. Nodule count – why and how! **Ductile Iron News**, n. 2, p. 1-2, 2003. Disponível em <http://file://C:\Documents%20and%20Settings>. Acesso em: 13/04/2004.

NADKARNI, G.; GOKHALE, S.; BOYD, J.D. Elevated temperature microstructural stability of austempered ductile irons. **AFS Transactions**, v.136, p.985-994. 1996.

NETO, A.O.; KORB, C.F.; SANTANA, P.I.; BERNARDINI, P.A.N.; SOUZA, W. Comparação entre os processos de nodularização sanduíche e tampa intermediária. **Metalurgia**. v. 42, n. 343, p. 395-400, Junho 1986.

OLIVERA, E.; JOVANOVIC, M.; SIDANIN, L.; RAJNOVIC, D; ZEC, S. The austempering study of alloyed ductile iron. **Materials and Design**. 2005.

OKAZAKI, K.; ASAI, M.T.; KUSUNOKI, H.; SAKAHARA, S. Application of ADI to automotive parts. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, Chicago, 1991. **Proceedings**...Chicago: AFS, 1991. p. 288-299.

PIESKE, A.; SUGIYAMA, N.; OLIVEIRA, P.F.A.; SANTOS, A.B.S. Efeitos de bismuto na quantidade de carbonetos e no número de nódulos de grafita em ferro fundido nodular. **Metalurgia**, São Paulo, v. 30, n. 198, p. 321-327, Maio. 1974.

PUTATUNDA, S.K.; GADICHERLA, P.K. Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as cast structure. **Materials Science and Engineering**, n.A-268, p.15-31, Feb. 1999.

PUTATUNDA, S.K. Development of austempered ductile cast iron (ADI) with simultaneous high yield strength and fracture toughness by a novel two-step austempering process. **Materials Science & Engineering**, A315, p. 70-80, 2001.

REBASA, N. ; DOMMARCO, R.; SIKORA, J. Wear resistance of high nodule count ductile iron. **WEAR**, n. 253, p. 855-861, Jun. 2002.

REESMAN, R.W.; LOPER Jr., C.R. Heavy section ductile iron as affected by certain processing variables (67-75). **AFS TRANSACTIONS**, 1967, p. 1-9.

SANTOS, A B.S.; BRANCO, C.H.C. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. São Paulo: IPT, 1989. 205p.

SANTOS, A B. S.; ALBERTIN, E. Defeitos de origem metalúrgica em peças de seção espessa de ferro fundido nodular. In: SIMPÓSIO SOBRE DEFEITOS EM PEÇAS FUNDIDAS, Joinville, 1979. Joinville, ABM, 1979. p. 29-48.

SHIH, T.S.; CHAU, S.Y.; CHANG, C.H.; LI, C. Optimization of austenitizing treatment of austempered ductile irons.(96-72). **AFS TRANSACTIONS**, 1996. p.557-564.

SMALLEY, O. Treatment of nodular graphite iron in mold process. **Foundry Trade Journal**, n. 25, p. 423-430, Sep. 1975.

SOHI, M.H.; AHMADABADI, M.N.; VAHDAT, A.B. The role of austempering parameters on the structure and mechanical properties of heavy section ADI. **Journal of Materials Processing Technology**, p.203-208. 2004.

SORELMETAL. Ductile iron data for design engineers. Montreal: Rio Tinto Iron & Titanium Inc., 1990. n.p.

TARTERA, J., MARSAL, M.; SIMÓN J. Ferro fundido austemperado (ADI); um novo material para o futuro. **Fundição**. Porto, n.170, p.29-38, Mar./Abr. 1986.

TRUDEL, A.; GAGNÉ, M. Effect of compositions and heat treatment parameters on the characteristics of austempered ductile irons. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 36, n. 5, p. 289-298, 1997.

VATAVUK, Jan et al. Efeito da morfologia e do número de partículas de grafita na fratura de ferros fundidos com matriz ferrítica. **Metalurgia**, v. 46, n. 386, p. 66-70, Jan. 1990.

YESCAS, M.A.; BHADSHIA, H.K.D.H.; MACKAY, D.J. Estimation of the amount of retained austenite in austempered ductile cast iron using neural networks. **Materials Science and Engineering**, A-311, p.162-173, 2001.

ZIMBA, J.; SIMBI, D.J. ; NAVARA, E. Austempered ductile iron: an alternative material for earth moving components. **Cement & Concrete Composites**, n. 25, p. 1-7, 2003.