



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



**Influência da deformação superficial induzida na
resistência à fadiga do ferro fundido nodular
austemperado**

Autor: Francis José Saldanha Franco
Orientador: Paulo Roberto Cetlin

Julho 2010



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



Francis José Saldanha Franco

**INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO SUPERFICIAL INDUZIDA NA
RESISTÊNCIA À FADIGA 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: Ciência e Engenharia de Materiais
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2010

AGRADECIMENTOS

À Deus, “O Supremo Arquiteto do Universo”, pela minha vida, pela minha família e por mais esta vitória.

À minha família, Zé Chaves meu pai, a quem devo o gosto pelas ferramentas e pela Engenharia; Teresinha minha mãe, a quem devo o gosto pela arte de ensinar; Josete minha irmã; Rose minha querida esposa; e aos meus filhos amados, Francisco e Clara; pela compreensão, apoio, grande amor e dedicação...

À minha co-orientadora, amiga e professora Maria Teresa pelo grande apoio e incentivo.

Ao meu orientador e professor Paulo Cetlin, pelo apoio, e por me ter adotado como seu orientado, pelo qual me sinto muito honrado.

Aos amigos e colegas da Universidade de Itaúna: Adalardo, Cleber, Everton, Dr. Faiçal, José Felipe, Lombardo, Wellerson...

Ao Centro Tecnológico de Fundação “Marcelino Corradi” (SENAI/CETEF), pela utilização dos laboratórios.

Aos amigos e colegas do SENAI/CETEF: Alírio (in memorian), Denilson, Tânia, Vicente Castanheira (in memorian)...

À THYSSEN FUNDIÇÕES, pelo fornecimento do material utilizado no trabalho.

À Universidade Federal de Minas Gerais, principalmente o colegiado da pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, pela oportunidade de cursar o mestrado.

À todos aqueles que de uma forma ou de outra participaram comigo desta caminhada...

Meus sinceros agradecimentos.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	vi
LISTA DE GRÁFICOS	viii
LISTA DE TABELAS	xi
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	xiii
NOMENCLATURA	xiv
RESUMO	xv
ABSTRACT	xvi
1. INTRODUÇÃO	01
2. OBJETIVOS E JUSTIFICATIVAS	02
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	04
3.1. Ferros Fundidos	04
3.1.1. Ferro Fundido Cinzento	05
3.1.2. Ferro Fundido Branco	07
3.1.3. Ferro Fundido Maleável	07
3.1.4. Ferro Fundido Nodular ou Esferoidal.....	08
3.2. Ferro Fundido Nodular Austemperado.....	10
3.2.1. Histórico.....	11
3.2.2. Obtenção	12
a) Influência da temperatura e do tempo de austenitização.....	20
b) Influência da velocidade de resfriamento.....	22
c) Influência da temperatura e do tempo de austêmpera.....	24
3.2.3. Microestrutura.....	33
3.2.4. Propriedades do ferro fundido nodular austemperado.....	35
3.2.5. Especificação para o ADI.....	36
3.2.6. Comparação do ferro nodular austemperado com outros materiais.....	39
a) Vantagens técnicas.....	39
b) Limitações técnicas.....	46
3.2.7. Aplicações.....	47
3.3. Fratura por fadiga.....	49
3.3.1. Ensaio de fadiga.....	51

a) Ensaio de fadiga em corpo de prova sem entalhe.....	52
b) Ensaio de fadiga em corpo de prova com entalhe.....	53
3.3.2. Comportamento à fadiga do ferro fundido nodular austemperado.....	54
a) Fadiga de alto ciclo.....	54
b) Influência do tempo de austêmpera na resistência à fadiga.....	58
c) Tratamentos de deformação da superfície.....	60
3.3.3. Comportamento à fadiga de eixos virabrequins em ADI.....	62
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	66
4.1. Tratamento térmico de austempera.....	66
4.2. Preparação dos corpos de prova.....	69
4.3. Ensaio mecânicos e metalográficos.....	71
4.4. Ensaio de fadiga por flexão rotativa.....	71
4.5. Rolagem dos corpos de prova.....	74
4.6. Ensaio de microdureza.....	76
5. APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS.....	77
5.1. Composição química e estrutura metalográfica.....	77
5.2. Resultado de ensaios mecânicos.....	80
5.2.1. Ensaio de tração.....	80
5.2.2. Ensaio de fadiga por flexão rotativa em corpos de prova sem rolagem.....	81
5.2.3. Ensaio de fadiga por flexão rotativa em corpos de prova com rolagem.....	84
5.2.4. Ensaio de microdureza.....	87
6. CONCLUSÕES.....	91
7. SUGESTÃO PARA NOVOS TRABALHOS.....	92
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	93
APÊNDICE.....	99

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1	Diagrama de equilíbrio Ferro – Carbono	05
FIGURA 3.2	Micrografia ótica do ferro fundido cinzento	06
FIGURA 3.3	Micrografia eletrônica do ferro fundido cinzento	06
FIGURA 3.4	Micrografia ótica do ferro fundido branco	07
FIGURA 3.5	Micrografia ótica do ferro fundido maleável	08
FIGURA 3.6	Micrografia ótica do ferro fundido nodular	09
FIGURA 3.7	Micrografia eletrônica do ferro fundido nodular	10
FIGURA 3.8	Representação esquemática do crescimento de placas de ferrita a partir do contorno de grão na austenita e criação de zonas de austenita com alto teor em carbono	17
FIGURA 3.9	Microestrutura típica de ferro fundido nodular austemperado, apresentando a ferrita acicular a austenita estável com alto teor de carbono	34
FIGURA 3.10	Desenhos esquemáticos de corpos de prova para ensaios de fadiga	52
FIGURA 3.11	Influência de forma e dimensões da grafita na resistência à fadiga por flexão rotativa	55
FIGURA 3.12	Difratogramas de (a) ausferrita sem trabalho a frio. (b) ausferrita com 20% de deformação a frio.	62
FIGURA 3.13	Maquina comercial para rolagem de virabrequinas	64
FIGURA 3.14	Eixo virabrequim para compressor fabricado em ADI	64
FIGURA 3.15	Eixo virabrequim convertido de aço forjado para ADI, redução de custo de 30%	65
FIGURA 4.1	Virabrequim modelo TF 8193.1 peso bruto de fundição de 22 kg THYSSEN	66
FIGURA 4.2	Carregamento do cesto com 05 peças dentro do forno	67
FIGURA 4.3	A) Retirada do cesto do forno de aquecimento, B) Mergulho do cesto no banho de sais	68
FIGURA 4.4	A) Retirada do cesto do banho de sais, B) Mergulho do cesto no tanque de lavagem	69
FIGURA 4.5	Posição dos corpos de prova retirados dos virabrequins	70

FIGURA 4.6	Corpo de prova para ensaio de fadiga, sem a rolagem	70
FIGURA 4.7	Corpo de prova para ensaio de fadiga, com canal para rolagem	71
FIGURA 4.8	Maquina de ensaio de fadiga por flexão rotativa	73
FIGURA 4.9	Ciclo de tensão alternada	74
FIGURA 4.10	Dispositivo para rolagem de corpos de prova	75
FIGURA 4.11	Rolagem de corpos de prova no torno mecânico	75
FIGURA 4.12	Microdurômetro SHIMADZU	76
FIGURA 5.1	Identificação dos corpos de prova, para análise metalográfica e ensaios de fadiga, por flange	77
FIGURA 5.2	Amostra 1.A apresentando: a) aspecto da grafita presente na amostra sem ataque b) aspecto da matriz metálica	78
FIGURA 5.3	Amostra 1.B apresentando: a) aspecto da grafita presente na amostra sem ataque b) aspecto da matriz metálica	78
FIGURA 5.4	Amostra 8.A apresentando: a) aspecto da grafita presente na amostra sem ataque b) aspecto da matriz metálica	79
FIGURA 5.5	Amostra 8.E apresentando: a) aspecto da grafita presente na amostra sem ataque b) aspecto da matriz metálica	79
FIGURA 5.6	Copos de prova usinados para realização do ensaio de microdureza.	88

LISTA DE GRÁFICOS

GRÁFICO 3.1	Ciclo de tratamento térmico para obtenção do ferro fundido nodular austemperado, superposto a um diagrama TTT.	15
GRÁFICO 3.2	Transformação da austenita durante a austêmpera de um ferro fundido nodular apresentando os dois estádios de reação (cinética da reação).	16
GRÁFICO 3.3	Gráfico esquemático da porcentagem de austenita estável de alto carbono ($\gamma_{\text{Alto C}}$) em função do tempo de austêmpera, apresentando os dois estádios da reação e a janela do processo.	16
GRÁFICO 3.4	Diagrama de fases do sistema Fe-C-2,5% Si, mostrando a linha de contorno da reação metaestável $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{\text{Alto C}}$ e as temperatura de início (M_s) e fim (M_f) de transformação martensítica.	18
GRÁFICO 3.5	Influência da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas de fundidos em nodular austemperado.	21
GRÁFICO 3.6	Diagrama esquemático do efeito da velocidade de resfriamento na reação da austenita na austêmpera.	24
GRÁFICO 3.7	Influência de pequenas variações na temperatura de austêmpera no alongamento.	25
GRÁFICO 3.8	Influência de pequenas variações na temperatura de austêmpera nos limites de resistência à tração (LR) e escoamento (LE).	25
GRÁFICO 3.9	Evolução das reações que se produzem durante a austêmpera de um ferro fundido nodular, a alta e a baixa temperaturas.	27
GRÁFICO 3.10	Influência da temperatura de austêmpera na resistência ao impacto, em corpo-de-prova sem entalhe, em nodular austemperado com 1,5% Ni e 0,3% Mo.	28
GRÁFICO 3.11	Influência da temperatura de austêmpera no limite de	29

	resistência à tração, no alongamento e na dureza em dois nodulares austemperados, contendo 2% Si (liga A) e 2,9% Si (liga B), para um tempo de austêmpera de 1 hora.	
GRÁFICO 3.12	Influência do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular ligado, austenitizado a 900°C e austemperado a 245°C. Composição química da liga: 3,5%C, 2,7%Si, 0,15%Mn, 1%Ni, 0,16Mo, 0,54%Cu.	30
GRÁFICO 3.13	Influência do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas de dois ferros fundido nodulares ligados (liga A: 3,57% C; 2,67% Si; 0,27% Mn; 0,51% Cu; 0,31% Mo) e não ligado (liga B: 3,65% C; 2,64% Si; 0,24% Mn) austemperados a 370°C.	31
GRÁFICO 3.14	Ilustração esquemática da influência do tempo de manutenção nas transformações microestruturais e no alongamento durante a austêmpera.	33
GRÁFICO 3.15	Propriedades de resistência do ADI e do nodular em relação ao atendimento às norma ASTM A 897 e A 536.	36
GRÁFICO 3.16	Comparação das propriedades de resistência à tração e alongamento entre o nodular austemperado, o nodular convencional com e sem tratamento térmico e o ferro fundido cinzento.	40
GRÁFICO 3.17	Comparação das propriedades mínimas à tração especificadas para o nodular convencional (BS2789: 1985), para aços trabalhados (BS979: 1983) e para o nodular austemperado (ASTM A897M-90).	41
GRÁFICO 3.18	Comparação das propriedades mínimas à tração especificadas para os aços fundidos (BS3100: 1976) e para o nodular austemperado (ASTM A897M-90).	42
GRÁFICO 3.19	Razão entre unidade de custo e unidade de limite de escoamento em diversos tipos de materiais.	45
GRÁFICO 3.20	Curva S-N	51

GRÁFICO 3.21	Influência da temperatura de austêmpera na resistência à fadiga por flexão rotativa em corpo-de-prova sem entalhe.	55
GRÁFICO 3.22	Relação entre limite de resistência à fadiga, sem entalhe, e alongamento, obtida para três ligas de ADI.	56
GRÁFICO 3.23	Limite de fadiga por flexão rotativa versus dureza.	56
GRÁFICO 3.24	Influência da temperatura de austêmpera no limite de resistência à fadiga e à tração.	57
GRÁFICO 3.25	Comparação entre as propriedades à fadiga do ADI e diferentes classes de aços forjados.	59
GRÁFICO 3.26	Relação entre limite de resistência à fadiga de ADI jateado (peened) e temperatura de austêmpera.	60
GRÁFICO 5.1	Curva S-N de corpos de prova sem rolagem.	83
GRÁFICO 5.2	Curva S-N de corpos de prova sem rolagem.	84
GRÁFICO 5.3	Gráfico comparativo entre as curvas S-N com e sem rolagem	87
GRÁFICO 5.4	Gráfico comparativo de dureza HV do corpo de prova 8.A.	89
GRÁFICO 5.5	Gráfico comparativo de dureza HV do corpo de prova 8.E.	90

LISTA DE TABELAS

TABELA 1	Propriedades do ferro fundido nodular austemperado.	35
TABELA 2	Especificação para ADI segundo norma ASTM 897 EUA – 2006	37
TABELA 3	Especificação para ADI segundo norma JIS G5503 Japão – 1995	37
TABELA 4	Especificação para ADI proposta pelo BCIRA Inglaterra	37
TABELA 5	Especificação para o ADI utilizada por AmCast's "CastTuf" - EUA	38
TABELA 6	Especificação para o ADI proposta pela VDG – Alemanha	38
TABELA 7	Especificação para o ADI proposta pela QIT – Canadá	39
TABELA 8	Especificação para o ADI proposta por Högfor da Kymmene (Stromberg Corp.) – Finlândia	39
TABELA 9	Comparação entre o ADI, o aço, liga de alumínio e liga de zinco, considerando o parâmetro rigidez/densidade ($E^{1/2}/$ e $E^{1/3}/$).	43
TABELA 10	Consumo de energia durante a fabricação de engrenagens em nodular austemperado e em aço forjado e cementado.	45
TABELA 11	Correlação entre as filosofias, os métodos e as propriedades à fadiga.	50
TABELA 12	Valores das constantes para o cálculo do K_f de eixos sujeitos à flexão.	53
TABELA 13	Influência do tempo de austêmpera no ensaio de fadiga por flexão rotativa no ADI.	58
TABELA 14	Efeito do tratamento térmico de austêmpera e do tratamento superficial na resistência à fadiga por flexão de eixos virabrequim.	60
TABELA 15	Limite de resistência à fadiga de virabrequins.	63
TABELA 16	Comportamento à fadiga de virabrequins em aço e ferro fundido submetidos a roletagem. Ensaio de fadiga por	63

	flexão alternada.	
TABELA 17	Composição química dos virabrequins analisados.	77
TABELA 18	Análise da grafita.	80
TABELA 19	Limite de resistência, escoamento e alongamento.	81
TABELA 20	Resultado do ensaio de fadiga com corpos de prova sem rolagem.	82
TABELA 21	Resultado do ensaio de fadiga com corpos de prova sem rolagem.	83
TABELA 22	Dados para o cálculo do limite de resistência à fadiga pelo método de Escada.	84
TABELA 23	Resultado do ensaio de fadiga com corpos de prova com rolagem.	85
TABELA 24	Resultado dos ensaios de fadiga após rolagem dos corpos de prova.	86
TABELA 25	Dados para o cálculo do limite de resistência à fadiga.	86
TABELA 26	Valores de dureza Vickres HV.	89

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABIFA	- Associação Brasileira de Fundição
ADI	- Austempered Ductle Iron
ASTM	- American Society For Testing And Materials
BCIRA	- Bristish Columbia Industrial Relations Associations
BS	- Bristish Standart
CE	- Carbono Equivalente
FAEN	- Faculdade de Engenharia da Universidade de Itaúna
CETEF	- Centro Tecnológico de Fundição “Marcelino Corradi”
FIG.	- Figura
GRA.	- Gráfico
JIS	- Japanese Standards Association
QIT	- Fer et Titane – INC.
SATRAM	- Stress Assisted Transformation of Austenite Into Martensite
SENAI	- Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial
SITRAM	- Strain Inducet Transformation of Austenite Into Martensite
TAB.	- Tabela
TTT	- Tempo, Temperatura e Transformação
V DG	- Verein Deutscher Giessereifachleute

NOMENCLATURAS

TA	Temperatura de austempera [°C]
Ms	Temperatura de inicio de transformação martensítica [°C]
Mf	Temperatura de final de transformação martensítica [°C]
LE	Limite de escoamento [MPa]
E	Módulo de elasticidade [GPa]
S	Tensão [MPa]
N	Número de ciclos
Nf	Número de ciclos previstos para ocorrer a falha
LF	Limite de fadiga [MPa]
d	Varição crescente ou decrescente do método “escada” [MPa]
M	Momento aplicado ao corpo de prova [N.mm]
W	Módulo de resistência à flexão na seção crítica [MPa]
HV	Dureza Vickres
ni	Número de corpos de prova ensaiados no método Escada que romperam ou que não romperam, o evento que acontecer em menor número. Densidade [adimensional]
σ_{\min}	Tensão normal mínima [MPa]
σ_a	Amplitude de tensão [MPa]
ϵ_t	Deformação total [mm]
ϵ_e	Deformação elástica [mm]
ϵ_p	Deformação plástica [mm]
ϵ_a	Amplitude de deformação
γ	Austenita
α	Ferrita acicular
$\gamma_{\text{Alto C}}$	Austenita estável com alto teor de carbono
K_t	Coefficiente de concentração de tensão
δ	Desvio padrão
σ_{\max}	Tensão normal máxima.

RESUMO

O ferro fundido nodular austemperado (austempered ductile iron – ADI) apresenta resistência mecânica superior à dos aços carbono forjados, ductilidade superior a dos demais ferros fundidos, alta resistência ao impacto e ao desgaste. Neste trabalho estudou-se a influência da deformação induzida superficialmente na resistência à fadiga do ferro fundido nodular tratado. Corpos de prova, fabricados a partir de virabrequins fundidos em ferro fundido nodular, foram submetidos a tratamentos de austempera. A deformação foi induzida através de um dispositivo mecânico especialmente desenvolvido para a realização de rolagem rotativa dos corpos de prova. Os resultados indicaram um limite de fadiga de 439 MPa para ADI convencional, e que tal limite pode ser aumentado em 38% quando o fundido é submetido a rolagem rotativa, com a possibilidade de redução de 25% do tempo de tratamento térmico do material.

Palavras-chave: Ferro fundido nodular; ADI; Austempera; Resistência à fadiga; Rolagem; Virabrequins.

ABSTRACT

The austempered ductile iron (ADI) is stronger, lighter and cheaper than forged carbon steels. In addition, ADI displays a higher ductility, toughness and resistance to wear than other cast irons. This work presents an analysis of the effect of induced superficial deformation on the fatigue resistance of ADI and it was studied the possibility to reduce the time of austempering treatment and the influence of this in the microstructure of samples obtained from a crankshaft. A special device was built for imposing the superficial deformation. The results indicated a fatigue resistance of 439 MPa for the ADI, that was increased by 38% after the superficial deformation, and the results indicated the possibility of reducing the treatment time of the material in 25%.

Key words: Austempered ductile iron; ADI; Austempering; Fatigue resistance; superficial deformation.

1. INTRODUÇÃO

O ferro fundido nodular austêmperado, mundialmente conhecido por ADI (abreviatura da expressão inglesa Austempered Ductile Iron), é atualmente um competitivo material de engenharia utilizado na indústria automotiva, ferroviária e bélica, além de aplicado em equipamentos para mineração, terraplenagem, construção civil e agricultura.

A combinação de propriedades mecânicas adequadas, menor densidade e menor custo de fabricação que o aço forjado tem possibilitado ao ADI ganhar a preferência em muitos mercados normalmente fechados para o nodular convencional.

No Brasil se têm excelentes condições para a fabricação do ADI devido à disponibilidade de matéria-prima e à capacidade de produzir fundidos de alta qualidade; no entanto, a produção e o interesse acadêmico por esse material estão em um estágio inicial. Identificar as barreiras para a utilização desse material e traçar estratégias para vencer cada uma delas são os primeiros passos para transformar o país em um grande produtor de ADI. No entanto, este objetivo só será alcançado com o esforço conjunto entre as indústrias de fundição, empresas de tratamento térmico, universidades, centros tecnológicos e consumidores finais de fundidos.

Existe um grande interesse da indústria automobilística em utilizar o ADI, porém para tanto é fundamental a determinação das suas propriedades mecânicas. A carência de informações principalmente sobre seu comportamento à fadiga tem restringido significativamente a aplicação do ADI de forma mais ampla.

Nesta dissertação será analisado o comportamento à fadiga do ADI, utilizando as metodologias clássicas. Os ensaios serão realizados a partir de corpos de prova retirados de peças fabricadas industrialmente em ADI.

2. OBJETIVOS E JUSTIFICATIVAS

O setor brasileiro de fundição é um segmento da economia que emprega cerca de 40.000 trabalhadores, fatura 2,3 bilhões de dólares por ano, em cerca de 1.000 empresas. A maioria das empresas é de pequeno e médio porte, predominando o capital nacional. O setor tem como característica principal o uso intensivo de mão-de-obra e suas matérias-primas, todas de origem nacional, lhe conferem uma independência do mercado externo. Há assim a geração de um número significativo de empregos diretos e indiretos na cadeia produtiva de fundição.

Para que o Brasil mantenha ou melhore sua posição no cenário mundial de fundidos são necessários investimentos, mas é indispensável acompanhar a evolução em ciência e tecnologia. É necessário o domínio científico e tecnológico do ADI, evitando que num futuro próximo, fundições brasileiras exportem peças em ferro fundido nodular e o importador realize o tratamento térmico adequado, comercialize o produto e fique com a maior parte do lucro.

Atualmente, no Brasil, duas grandes barreiras culturais impedem que este material seja utilizado de forma mais ampla. A primeira é o desconhecimento pelos engenheiros das atrativas vantagens técnicas e econômicas do ADI em relação a outros materiais. A segunda diz respeito à utilização do ferro fundido como material de engenharia. A primeira pode ser atribuída à falta de divulgação, do setor de fundição, junto aos usuários em potencial. Quanto à segunda barreira pode-se atribuí-la à formação acadêmica dos engenheiros.

O incremento da utilização do ADI no Brasil e no mundo poderá ter grande repercussão no parque industrial de Minas Gerais, onde se situam inúmeras fundições. Esta repercussão em termos econômicos e sociais é representada pelos seguintes aspectos:

- aumento do valor agregado às peças fundidas produzidas em Minas Gerais;
- aumento da demanda de peças fundidas;
- aumento da competitividade da indústria de fundição mineira e brasileira;
- aumento de exportações e redução de importações,

- aumento do superávit primário,
- geração de empregos e renda;
- economia de energia e contribuição para o desenvolvimento sustentado.

Apesar do grande potencial do ADI, existe uma carência de informações sobre as suas características à fadiga. Essa falta de informações tem restringido significativamente sua aplicação de forma mais ampla. Sabe-se que existe grande interesse da indústria automobilística, ferroviária, bélica, de máquinas e equipamentos na utilização deste material, porém para tanto é fundamental a determinação das suas propriedades e o estudo de seu comportamento à fadiga.

Dentro deste contexto os principais objetivos da dissertação são:

- contribuir para ampliação e disseminação do conhecimento do ferro fundido nodular austêmperado - ADI;
- reduzir o tempo do tratamento térmico, para facilitar a deformação por rolagem do material, gerando economia no setor produtivo e aumento de produção;
- avaliar o comportamento à fadiga do ADI sem deformação superficial gerado pela rolagem;
- avaliar a influência da rolagem no comportamento à fadiga do ADI.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Ferros Fundidos

Ferro fundido é um composto de ferro – carbono – silício cujo percentual mínimo de carbono está diretamente relacionado com início da formação da ledeburita (ou final da solubilidade do mesmo na austenita) e o restante do teor de carbono precipitado na forma de grafita.

Os ferros fundidos são excelentes ligas para fundição, porque se fundem facilmente, são muito fluidas no estado líquido e não formam filmes superficiais de oxidação quando vazados. Estas ligas têm uma extensa gama de resistências mecânicas e de durezas, e com adição de elementos de liga, podem atingir excelentes resistências ao desgaste, à abrasão, à altas temperaturas e à corrosão. No entanto, os ferros fundidos têm resistência ao impacto e ductilidade relativamente baixas. O diagrama de equilíbrio para os ferros fundidos se estende até 100% carbono, conforme FIG. 3.1, de tal modo que a fase rica em carbono consiste em grafita, em vez de cementita a 6,7% carbono. Essa tendência para formar grafita é regulada pela composição e pela taxa de resfriamento. A formação da grafita é promovida pela presença de silício em concentrações maiores de que aproximadamente 1%. Taxas de resfriamento mais lentas durante a solidificação favorecem a grafitização, conforme Callister (2000).

A vasta utilização industrial desta liga deve-se principalmente ao seu baixo custo comparado com outros materiais e à versatilidade das suas propriedades na engenharia. Sendo assim, o seu estudo é fundamental porque oferece mais opções para seleção de materiais nas diversas aplicações industriais.

Os ferros fundidos são classificados em:

- 1 Ferro fundido cinzento ou lamelar
- 2 Ferro fundido branco
- 3 Ferro fundido maleável
- 4 Ferro fundido nodular ou esferoidal

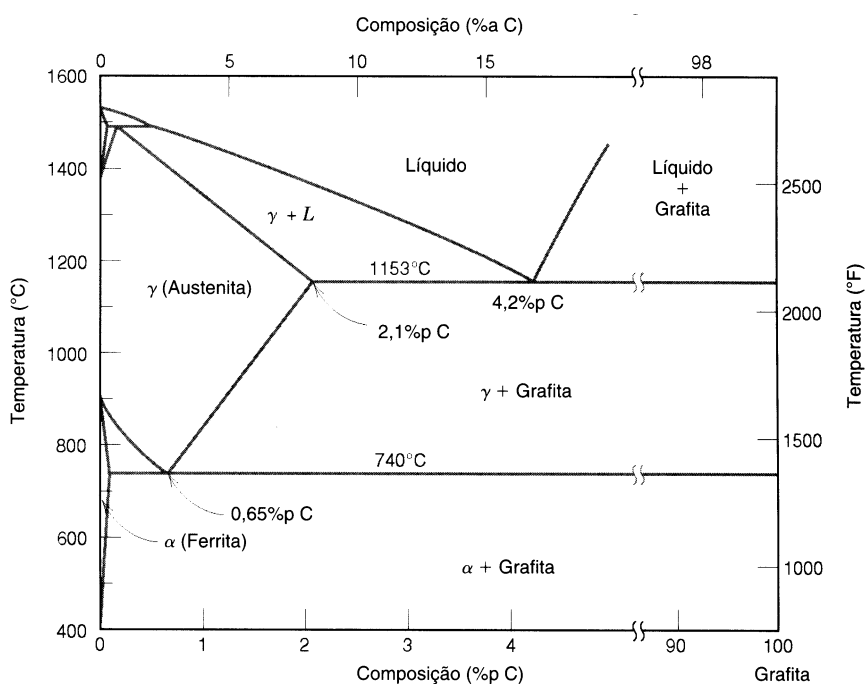


FIGURA 3.1 - Diagrama de Equilíbrio Ferro - Carbono

FONTE: CALLISTER (2000)

3.1.1 Ferro Fundido Cinzento

O ferro fundido cinzento é obtido quando o teor de carbono excede a quantidade que é solubilizada pela austenita, precipitando-se na forma de grafita lamelar, conforme as FIG. 3.2 e 3.3. Os ferros fundidos cinzentos não ligados contêm normalmente de 2,5 a 4% C e 0,5 a 3% Si. O silício é o elemento estabilizador da grafita. A velocidade de resfriamento durante a solidificação é também um fator importante na formação da grafita. Velocidades moderadas e baixas favorecem a formação da grafita em matriz ferrítica; uma velocidade de resfriamento mais rápida favorece a formação de matriz perlítica, ou até mesmo a presença de cementita livre. A velocidade de resfriamento e a espessura da peça fundida são variáveis que influenciam a forma, tamanho e distribuição dos veios de grafita. Essas variáveis influenciam também a correlação entre a microestrutura e suas propriedades mecânicas.



FIGURA 3.2 - Micrografia ótica do ferro fundido cinzento.

FONTE: Acervo do Laboratório Metalográfico da FAEN



FIGURA 3.3 - Micrografia eletrônica do ferro fundido cinzento.

FONTE: SMITH (1996).

3.1.2 Ferro Fundido Branco

Os ferros fundidos brancos recebem esta designação porque ao sofrerem a fratura, esta origina uma superfície “branca” ou brilhante. Este tipo de ferro fundido forma-se quando parte do carbono da liga fundida forma carboneto de ferro (cementita) em vez de grafita, (FIG. 3.4), tendo como propriedades fundamentais a elevada dureza e a resistência ao desgaste.

Para que o carbono esteja na forma de carboneto de ferro (cementita) nos ferros fundidos brancos, é necessário ter um teor de C de 2 à 3% e Si de 0,5 à 1,5%, e que a velocidade de resfriamento seja elevada. Elementos de liga são utilizados para aumentar a presença de carbonetos e a resistência ao desgaste.

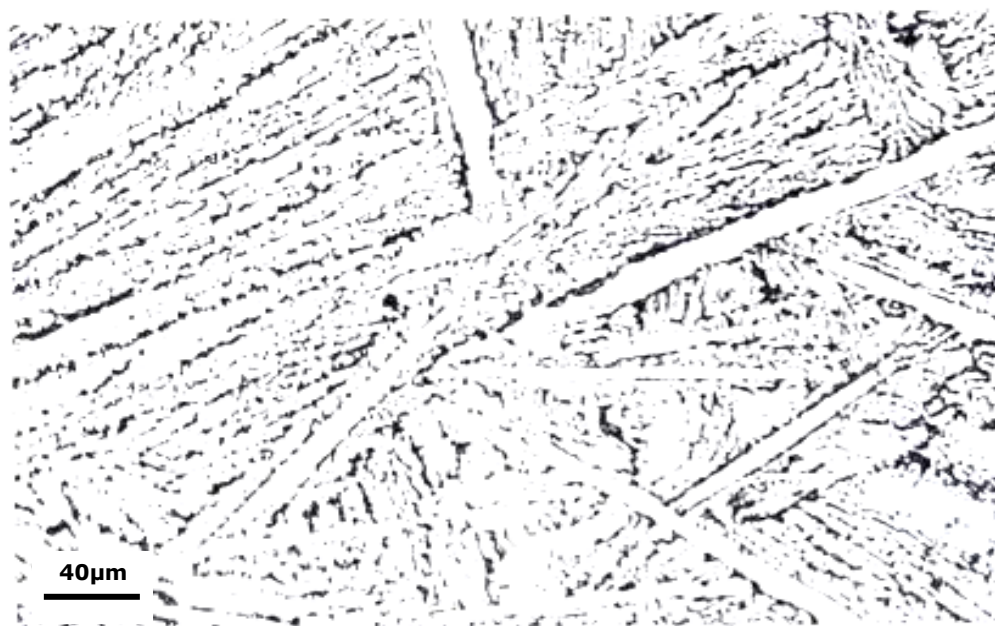


FIGURA 3.4 - Micrografia ótica do ferro fundido branco.

FONTE: Acervo do Laboratório Metalográfico do SENAI/CETEF.

3.1.3 Ferro Fundido Maleável

Os ferros fundidos maleáveis são inicialmente vazados como ferros fundidos brancos, que contêm grandes quantidades de carbonetos de ferro (cementita) e não têm grafita

(FIG. 3.5.) e posteriormente é feito o tratamento térmico de grafitação ou maleabilização. Tal tratamento visa transformar os carbonetos do ferro fundido branco em grafita e austenita, que em função do resfriamento podem dar origem à ferrita , perlita ou martensita.

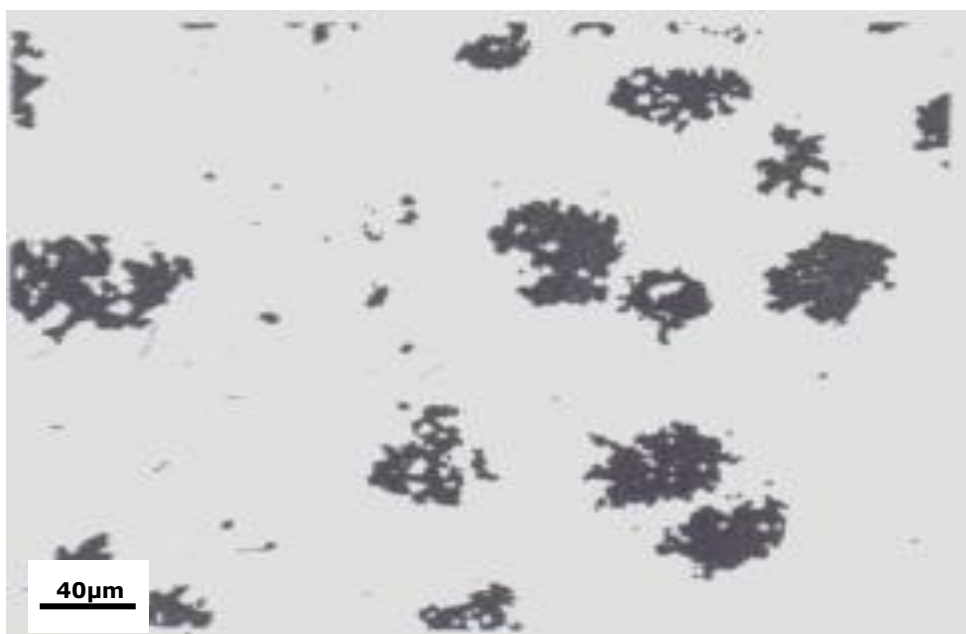


FIGURA 3.5 - Micrografia ótica do ferro fundido maleável.

FONTE: Acervo do Laboratório Metalográfico do SENAI/CETEF.

3.1.4 Ferro Fundido Nodular ou Esferoidal

Os ferros fundidos nodulares apresentam o carbono precipitado na forma de grafita nodular, isto é no formato de esfera ou nódulos, conforme as FIG. 3.6 e 3.7. Tal formato, ao disponibilizar menor área superficial favorece o percurso das deslocções, associado à existência de uma matriz dúctil entre os nódulos, que não interrompe a continuidade da matriz, como no ferro fundido de grafita lamelar, conforme Smith (1996).

Os ferros fundidos nodulares combinam as vantagens de fabricação dos ferros fundidos cinzentos com as propriedades semelhantes a dos aços, permitindo que ocorra uma deformação significativa sem fratura. O nodular apresenta boa fluidez, boas

características de fundição associada à elevada resistência mecânica, resistência ao desgaste, tenacidade, ductilidade e temperabilidade. Em consequência dessa característica o material é também conhecido como ferro fundido dúctil.

A grafita nodular é obtida pela adição de determinados elementos no metal líquido, como o magnésio, cério e outros. O principal elemento utilizado industrialmente é o magnésio. Este faz com que o metal líquido aumente consideravelmente sua tensão superficial fazendo com que a grafita precipite-se na forma de nódulos ou esferas.

Um tipo especial de nodular é o ferro fundido nodular austêmperado. A austêmpera não é um tratamento térmico novo e já é aplicado há várias décadas aos aços.

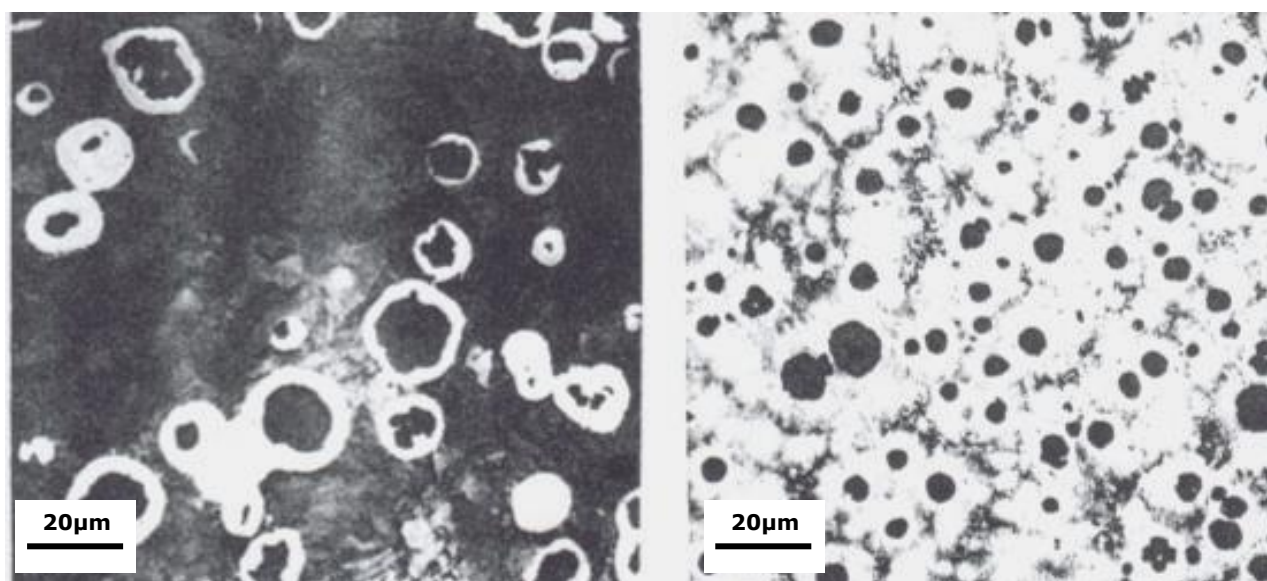


FIGURA 3.6 - Micrografia ótica de ferro fundido nodular.

FONTE: Acervo do Laboratório Metalográfico da FAEN.

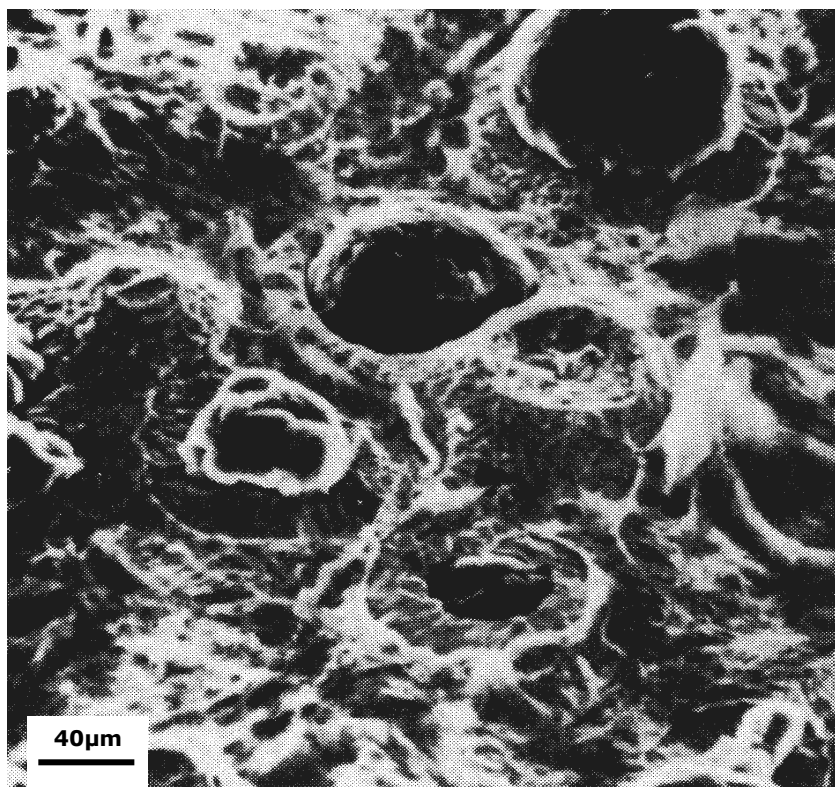


FIGURA 3.7 - Micrografia eletrônica do ferro fundido nodular.

FONTE: SMITH (1996).

3.2 Ferro Fundido Nodular Austêmperado

O ferro fundido nodular austêmperado é mais conhecido como ADI - abreviatura da expressão inglesa Austempered Ductile Iron. Esta liga apresenta elevada resistência mecânica (superior à dos aços carbono forjados) e ductilidade inferior à dos aços, mas muito superior à dos demais tipos de ferros fundidos. Essas propriedades são resultado da interação entre o tratamento de austêmpera e os teores de carbono e silício mais elevados na matriz.

Algumas das vantagens do ADI estão na conjugação de elevada resistência mecânica e ductilidade e na possibilidade de se produzir aumento de dureza e de limite de escoamento por deformação induzida. Esta deformação produz transformações de fase que provocam aumento localizado de volume, criando tensões compressivas no material transformado. Estas tensões inibem a formação e crescimento de trincas, o que leva a

melhoria significativa na resistência à fadiga. Esta deformação pode ser obtida quando o material é usinado ou submetido a tratamentos de superfície - jateamento ou rolagem. É possível obter, nos ferros fundidos nodulares convencionais, resistência à tração de 420 MPa com alongamento de 12%. Para valores mais elevados de resistência, da ordem de 800 MPa, o alongamento cai para somente 1 a 2%. No ADI, é possível se obter valores de resistência à tração da ordem de 850 a 1.600 MPa e limite de escoamento variando de 550 a 1.300 MPa, com alongamento variando de 10% nas classes de menor resistência para valores desprezíveis nas classes de maior resistência, conforme Carmo (2001). Associa-se a essas propriedades alta resistência ao impacto e resistência ao desgaste. Com isto, o material proporciona grande flexibilidade na concepção e na fabricação de peças.

3.2.1 Histórico

O tratamento térmico denominado de austêmpera tem sido empregado em larga escala desde os anos 30 em aços. Nos anos 60, foram publicados os primeiros experimentos com o ADI, conduzidos pela International Harvester, conforme Keogh (1991). No entanto, um notável avanço do nodular austêmperado ocorreu na década de 70 com os trabalhos de Dorazel, na Alemanha, as investigações pela General Motors nos Estados Unidos e de Johansson, na Finlândia, para fabricar engrenagens em ferro fundido, inicialmente temperadas e revenidas, segundo Christ (1991). Entre os tratamentos térmicos experimentados pela General Motors e por Johansson (1977), figurava a austêmpera, comprovando-se que neste estado as propriedades mecânicas eram superiores a qualquer outro tratamento. Desde 1973, o nodular austêmperado é utilizado industrialmente na Finlândia, sendo aplicado inicialmente em engrenagens, com o nome de KYMENITE. Em 1976, foram instalados em 4000 automóveis Pontiac, conjuntos de engrenagens em ADI, conforme Tartera (1986). Nesta mesma época, teve início uma produção limitada de nodular austêmperado na América do Norte e na Europa.

No fim da década de 70, o nodular austêmperado estava sendo aplicado mundialmente. O ápice das pesquisas sobre o ADI ocorreu na década de 80 com realização de simpósios internacionais em 1984 e 1986, conforme Carmo (2001). Pelos meados da

década de 80 ocorreu um crescimento acentuado na produção desta liga. Atualmente, o nodular austêmperado já está sendo utilizado na indústria automobilística, na agricultura, em equipamentos para construções, em armamentos, na indústria ferroviária e em componentes de uso geral.

Observa-se que nos últimos 30 anos o ADI passou de uma curiosidade de laboratório para um competitivo material de engenharia. O principal fator que possibilitou o crescimento na utilização do nodular austêmperado é atribuído ao esforço de compreender o processo de obtenção e ao desenvolvimento de equipamentos para a produção. No entanto, tendo em vista o potencial de mercado do nodular austêmperado, seu crescimento ainda é relativamente baixo. As justificativas para esta afirmativa juntamente com as barreiras e as estratégias para consolidar o mercado para o ADI serão abordadas nos próximos itens.

3.2.2 Obtenção

A composição química do ADI é similar a do nodular convencional. As exigências quanto à morfologia da grafita e à sanidade interna das peças fundidas também são as mesmas que a do 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 "austêmperabilidade" da liga. Isto é necessário, uma vez que peças espessas resfriam lentamente e requerem mais elementos de liga ou sistemas de resfriamento mais eficientes que as peças finas para evitar a formação de perlita. No entanto, a adição destes elementos de liga quando não é 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.

As faixas de composição química recomendadas para peças fundidas em nodular austêmperado são apresentadas a seguir.

Composição do ferro base, segundo Elliott (1988) e Keough (1991):

- o carbono equivalente $CE = \%C + 1/3 (\%Si)$ deve ser controlado conforme a espessura da peça:

- até 13 mm : $CE = 4,5 - 4,7\%$;
- de 13 a 50 mm : $CE = 4,5 - 4,3\%$;
- acima de 50 mm : $CE = 4,3 - 4,15\%$.

- carbono C 3,40 – 4,0%;
- silício Si 2,0 - 4,0% (dependendo da faixa de CE);
- manganês Mn 0,35% máx. (espessura abaixo de 13 mm);
Mn 0,50% máx. (espessura entre 13 e 30mm);
Mn 0,50 diminuindo a 0,20% máx. (espessura aumentando de 30mm);
- magnésio Mg 0,025 - 0,06%;
- fósforo P 0,04% max;
- enxofre S 0,02% max;
- oxigênio O 50 ppm máx.

Elementos de liga (se necessários):

- cobre Cu 0,20 - 0,80%
- níquel Ni 0,20 - 2,00%
- molibdênio Mo 0,10 - 0,30%

Elementos residuais:

- alumínio Al 0,050% máx;
- antimônio Sb 0,002% max;
- arsênio As 0,020% max;
- bismuto Bi 0,002% max;
- boro B 0,002% max;
- cádmio Cd 0,005% max;
- chumbo Pb 0,002% max;
- cromo Cr 0,100% max;
- cobalto Co 0,100% max;

- estanho Sn 0,020% max;
- selênio Se 0,030% max;
- telúrio Te 0,020% max;
- titânio Ti 0,040% max.

Outros elementos nodulizantes:

- berílio, cálcio, estrôncio, bário, ítrio, lantânio e cério 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%.

O ciclo de tratamento térmico utilizado na obtenção do nodular austêmperado é apresentado no GRA. 3.1. Primeiro a peça é aquecida (A-B), usualmente entre 825-950°C, permanecendo nesta temperatura (B-C) pelo período de 1 a 3 horas. Durante este tempo a matriz metálica torna-se totalmente austenítica e saturada de carbono. Em seguida, a peça é resfriada rapidamente até a temperatura de austêmpera desejada (C-D) e permanece a esta temperatura, intervalo que varia entre 230-400°C, por 0,5 a 4 horas (D-E). Por fim, a peça é resfriada até a temperatura ambiente (E-F), antes que se inicie a reação bainítica, resultando na microestrutura composta de ferrita acicular e austenita estabilizada devido ao teor em carbono.

Embora o nodular austêmperado seja obtido por um tratamento de austêmpera, não é a bainita e sim a ferrita acicular e a austenita de alto carbono as microestruturas que proporcionam a este ferro fundido excelentes resistência e ductilidade, como se pensou no início dos estudos sobre o ADI, conforme Kovacs (1991).

O GRA. 3.2 mostra que, no primeiro estágio, a austenita (γ) se transforma em ferrita acicular (α) e austenita estável com um alto teor de carbono ($\gamma_{\text{Alto C}}$). Após um período de estabilidade, se não for resfriado como mostra o GRA. 3.1, inicia-se o segundo estágio onde a austenita de alto carbono ($\gamma_{\text{Alto C}}$) se transforma em ferrita (α) e carbonetos, ou seja, transforma-se em bainita como nos aços.

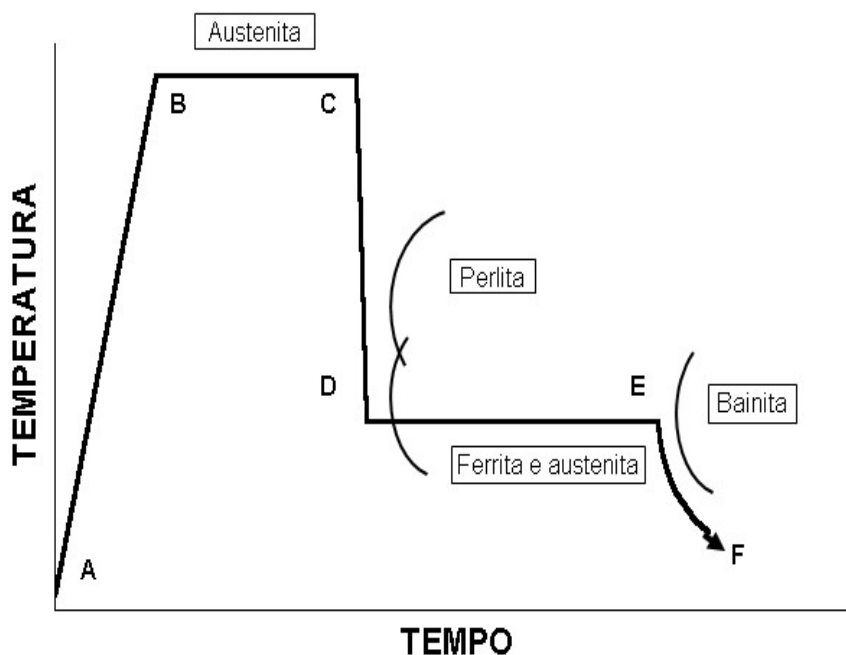


GRÁFICO 3.1 - Ciclo de tratamento térmico para obtenção do ferro fundido nodular austêmperado, superposto a um diagrama TTT.

FONTE: KOVACS (1990), CHRIST (1991) *apud* CARMO e DIAS (2001).

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 é conhecido como janela de processo, GRA. 3.3.

A partir das informações acima, pode-se concluir que o mecanismo que explica a reação bainítica para os aços não serve para os ferros fundidos. Estes são ligas Fe-C-Si e a influência do Si é determinante na cinética da reação, fazendo com que ocorra em dois estágios. A transformação da austenita (γ) em ferrita acicular (α) 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 próxima aos esferóides de grafita ou no contorno de grão da austenita, FIG. 3.8. O crescimento da ferrita acicular se dá no interior da austenita, como mostra a figura citada. Ao mesmo tempo, o carbono expulso pela ferrita difunde-se na austenita. Mas, ao contrário dos aços, não há inicialmente formação de carbonetos, pois a presença do silício atrasa a formação dos mesmos.

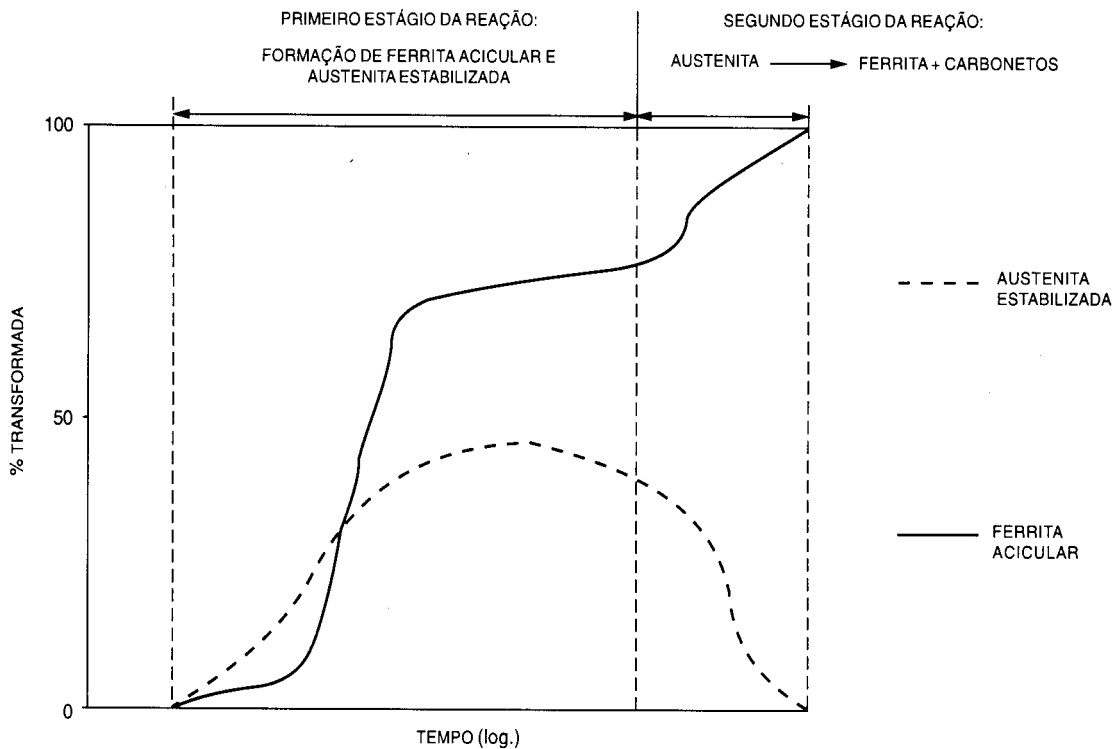


GRÁFICO. 3.2 - Transformação da austenita durante a austêmpera de um ferro fundido nodular apresentando os dois estágios da reação (cinética da reação).

FONTE: JANOWAK (1983) *apud* CARMO e DIAS (2001).

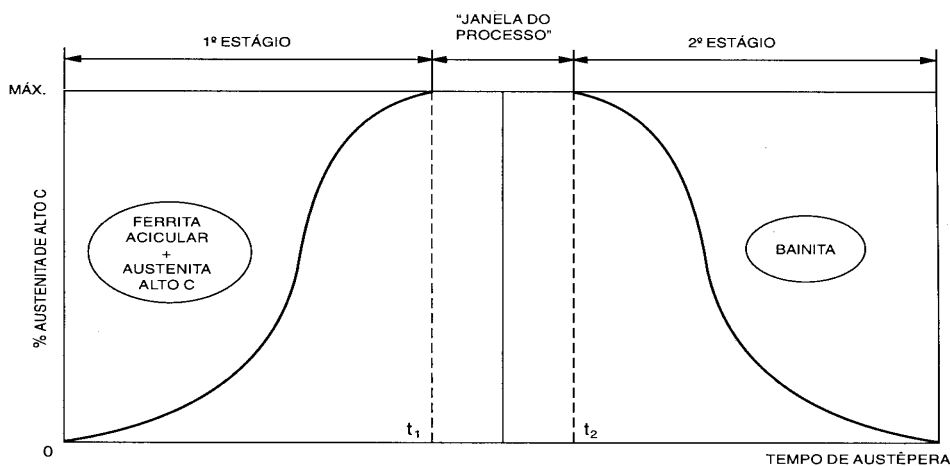


GRÁFICO 3.3 - Gráfico esquemático da porcentagem de austenita estável de alto carbono ($\gamma_{Alto C}$) em função do tempo de austêmpera, apresentando os dois estágios da reação e a janela do processo.

FONTE: ELLIOTT (1988) *apud* CARMO e DIAS (2001).

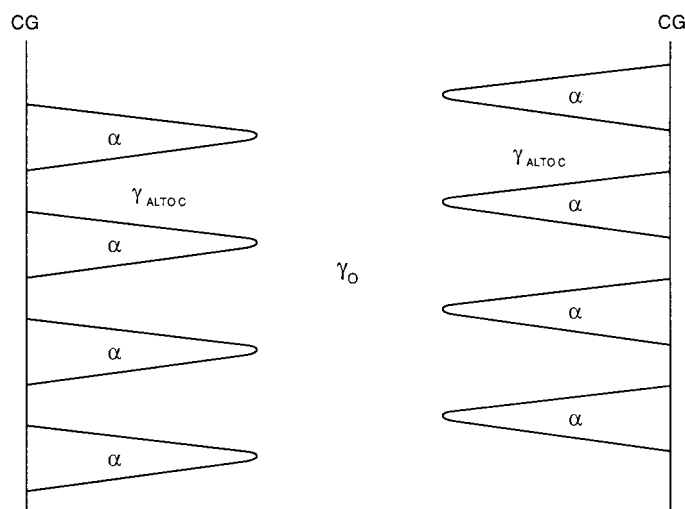


FIGURA 3.8 - Representação esquemática do crescimento de placas de ferrita (fase α) a partir do contorno de grão na austenita (fase γ) e criação de zonas de austenita com um alto teor em carbono (fase γ_{AltoC}).

FONTE: JANOWAK (1983) *apud* CARMO e DIAS (2001).

O GRA.3.4 apresenta uma seção do diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C-Si evidenciando a linha de contorno da reação metaestável $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{\text{AltoC}}$ que ocorre à temperatura de austêmpera e ainda, às temperaturas de início e fim da transformação $\gamma \rightarrow$ martensita, em função do teor de carbono. Através deste gráfico é possível estimar o teor de carbono da austenita na etapa de austenitização (C_γ), realizada à temperatura T_γ e, ainda, o teor de carbono da ferrita (C_α) e da austenita de alto carbono ($C_{\gamma_{\text{AltoC}}}$) na etapa de austêmpera, realizada à temperatura de austêmpera T_A . Observa-se que o teor de carbono da austenita no fim da transformação de austêmpera à temperatura T_A , fica em torno de 2%. Nestas condições a austenita é termicamente estável, pois a temperatura de início de transformação martensítica (M_s) fica abaixo da temperatura ambiente, podendo chegar até a temperaturas inferiores à 120°C . O alto teor de carbono também propicia estabilidade mecânica à austenita. Portanto, a estrutura resultante do primeiro estágio é constituída por ferrita acicular e austenita estável com um alto teor em carbono, a ausferrita.

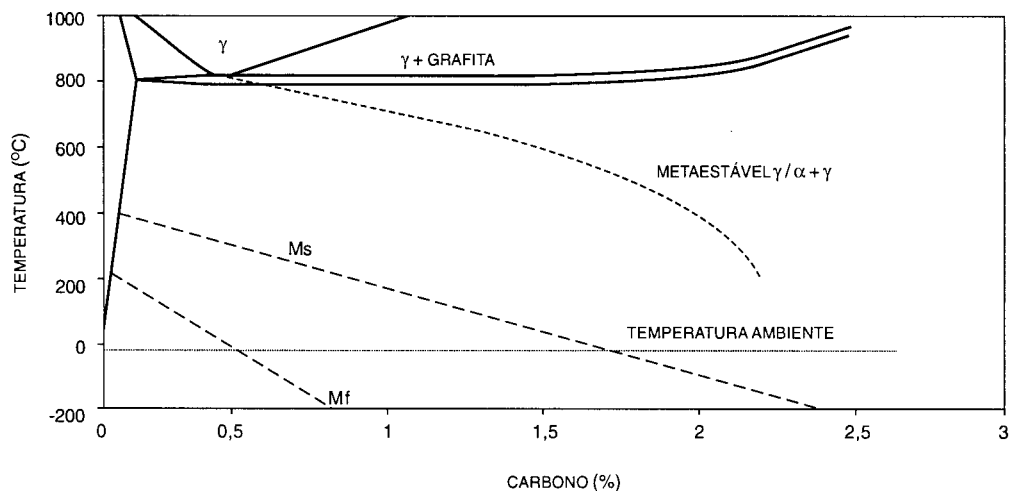


GRÁFICO 3.4 - Diagrama de fases do sistema Fe-C-2,5% Si, mostrando a linha de contorno da reação metaestável $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{\text{Alto C}}$ e as temperatura de início (M_s) e fim (M_f) de transformação martensítica.

FONTE: ROUNS (1987) *apud* CARMO e DIAS (2001).

Para melhor compreender os mecanismos que operam durante o tratamento de austêmpera, têm-se utilizado diagramas de energia livre, propostos por Rouns (1987), Elliott (1988) e Sikora (1991). Embora tais diagramas não se apliquem em condições de não-equilíbrio, permitem uma análise qualitativa das variações de energia livre que ocorrem devido às variáveis do processo de austêmpera e suas influências na microestrutura e nas propriedades mecânicas do nodular austêmperado.

É consenso entre pesquisadores (Elliott, Janowak e Sikora) que o primeiro estágio da reação de austêmpera nos ferros fundidos normalmente se inicia nas regiões da peça que se solidificaram primeiro e termina nas regiões que se solidificaram por último. Acredita-se que a razão para isto seja a segregação de elementos de liga que ocorre durante o processo de solidificação, influenciando a concentração e a mobilidade do carbono naquela região específica. O teor de carbono teria um pronunciado efeito sobre a força impulsora termodinâmica para a transformação da austenita em ausferrita, sendo que baixos teores de carbono resultam em alta força impulsora para a nucleação e o crescimento da ferrita acicular. Esperam-se baixos teores de carbono nas regiões próximas dos esferóides de grafita, justificando a observação do início da reação nestas regiões. Por outro lado, esperam-se também regiões da peça com altos teores de

carbono, resultando em baixa força impulsora para iniciar a reação. A partir do que foi exposto, compreende-se porque o primeiro estágio da reação inicia-se próximo aos esferóides de grafita e aos contornos de grão da matriz e termina nas regiões intercelulares e interdendríticas.

No primeiro estágio foram formadas ferrita acicular e austenita estável de alto carbono. No entanto, esta austenita não permanece indefinidamente estável durante o tratamento de austêmpera.

O segundo estágio ($\gamma_{\text{AltoC}} \rightarrow \alpha + \text{carbonetos}$) inicia-se com a precipitação de carbonetos, fato que tem sido observado por vários pesquisadores (Elliott, Janowak e Sikora). É geralmente aceito que essa precipitação ocorre na fase austenítica rica em carbono. A precipitação de vários tipos de carbonetos tem sido relatada por Janowak (1983). Nestas condições, a microestrutura é denominada de bainita, ou seja, ferrita acicular e carbonetos. A precipitação de carbonetos durante o segundo estágio ocorre devido à manutenção da temperatura de austêmpera porque a austenita rica em carbono tem a possibilidade de diminuir a energia livre pela rejeição de carbono, induzindo a precipitação de carbono dentro da austenita. A estrutura formada pela ferrita, austenita e carbonetos precipitados, tem menor energia livre que a estrutura anterior, segundo Elliott (1988) e Sikora (1991). Se o tempo de manutenção à temperatura de austêmpera for extremamente longo, a austenita tende a desaparecer e a ferrita e os carbonetos formam uma estrutura mais estável.

A estrutura bainítica produzida no segundo estágio é indesejável para o ADI, pelas razões comentadas anteriormente. Interessa portanto, que os dois estágios da transformação sejam separados o máximo possível (janela de processo ampliada) facilitando a obtenção do nodular austêmperado em condições industriais. Conhecer as variáveis que controlam a janela de processo é crucial para a obtenção do ADI.

Conclui-se que para dominar o processo de obtenção do nodular austêmperado é preciso conhecer todas as variáveis que influenciam as transformações que ocorrem durante o tratamento isotérmico, as quais serão abordadas a seguir.

a) Influência da temperatura e do tempo de austenitização

Como foi visto antes, na etapa de austenitização a peça inicialmente é aquecida até uma temperatura entre 825 e 950°C, onde irá permanecer 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 nesta etapa seja no máximo $\pm 11^\circ\text{C}$, conforme Christ (1991).

▪ Influência da temperatura de austenitização

Segundo Janowak (1983), Elliott (1988) e Kovacs (1990 e 1991), para obter uma peça em ADI com propriedades consistentes, a mesma deve ser totalmente austenitizada. A temperatura de austenitização é determinada 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 enquanto o Mn diminui a temperatura de austenitização. Sabe-se que 0,3% Mn pode diminuir a temperatura de austenitização de aproximadamente 930°C para 870°C, que corresponde a uma redução de 0,13% na concentração de carbono em equilíbrio na matriz. Com isto, o tempo necessário para completar o primeiro estágio da reação é reduzido de aproximadamente 7 para 3 minutos. 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. Conseqüentemente, a microestrutura e as propriedades finais do nodular austêmperado serão influenciadas. Portanto, a temperatura de austenitização tem uma influência marcante nas propriedades mecânicas, como mostra o GRA. 3.5.

Geralmente, baixa temperatura de austenitização resulta em alta resistência e alta ductilidade. No entanto, resultados de fundidos austenitizados à 800°C indicam que a austenitização não pode ser completada nesta temperatura e que ferrita pró-eutetóide estava presente na peça, causando uma diminuição nas propriedades mecânicas. Quando se eleva a temperatura de austenitização o teor de carbono na austenita aumenta, o que resulta em uma diminuição na força impulsora para a transformação o que irá provocar

uma estrutura mais grossa. Além disso, há um atraso no início da reação na austêmpera, possibilitando que haja austenita de baixo carbono (não reagida) no fim do primeiro estágio. Esta austenita não reagida é de baixo carbono e metaestável, podendo se transformar em martensita no resfriamento ou quando a peça sofrer um esforço mecânico, diminuindo a resistência e a ductilidade da peça. A transformação da austenita metaestável poderá ocorrer durante a usinagem provocando sérios problemas de usinabilidade.

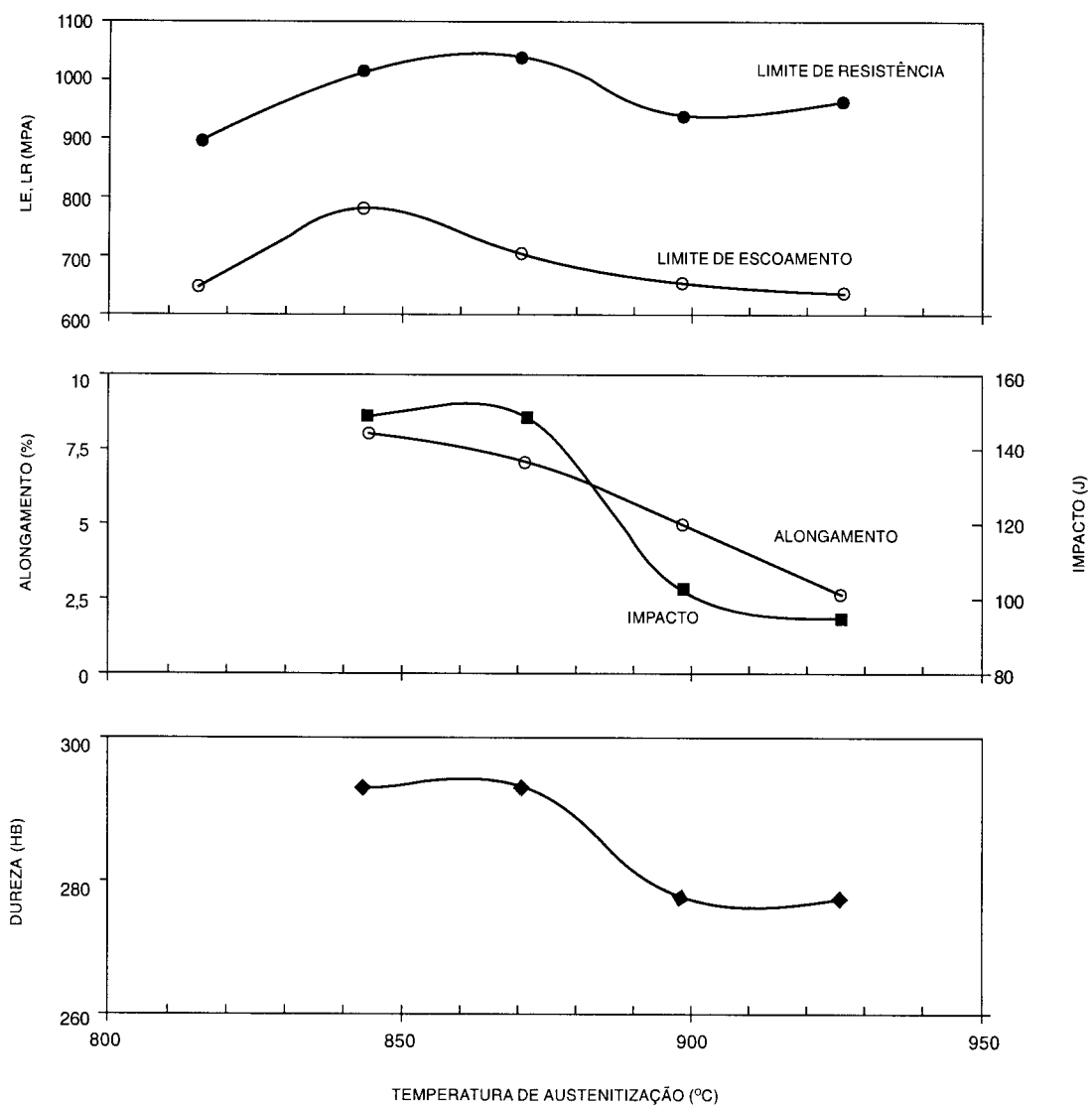


GRÁFICO 3.5 - Influência da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas de fundidos em nodular austêmperado.

FONTE: ADI (1998) adaptado por CARMO e DIAS (2001).

▪ **Influência do tempo de austenitização**

Para Janowak (1983), Elliott (1988) e Kovacs (1990 e 1991), o objetivo principal de manter a peça na temperatura de austenitização é saturar a austenita com carbono; então, o tempo de manutenção durante a etapa de austenitização depende, principalmente, de dois fatores:

- do tipo de matriz da peça bruta de fundição;
- da mobilidade do carbono entre os nódulos de grafita e a matriz.

Se a matriz da peça bruta de fundição é constituída por uma grande quantidade de ferrita, o tempo de saturação da matriz com carbono será maior do que um fundido com uma matriz perlítica, a qual já possui aproximadamente 0,7% de carbono. No entanto, o tipo de matriz do fundido não afeta as propriedades da peça após o tratamento térmico, desde que seja realizado o ciclo adequado.

O outro fator determinante no tempo de duração da austenitização, está ligado com a facilidade do carbono em migrar dos nódulos de grafita para a matriz, pois os nódulos servem também como fornecedores ou fontes de carbono. Alguns elementos, tais como Sb, Sn e Cu, segregam na interface metal-grafita e criam uma fina "casca" entre os nódulos e a matriz, que funcionam como barreiras à difusão do carbono. Portanto, na presença de tais elementos a saturação da matriz em carbono levará um tempo maior. O tamanho e o número de nódulos de grafita certamente irá influenciar nesta mobilidade do carbono. No entanto, nenhuma das referências utilizadas explicitaram esta influência.

Embora sejam indesejáveis, carbonetos poderão surgir na estrutura bruta de fundição, exigindo um aumento na temperatura e/ou no tempo de austenitização. No entanto, esta alteração do processo deve ser cuidadosamente analisada, verificando também a viabilidade da dissolução destes carbonetos por tratamento térmico.

b) Influência da velocidade de resfriamento

Para Kovacs (1990), quando a peça está totalmente austenitizada e a matriz saturada de

carbono, resfria-se a mesma rapidamente até a temperatura de austêmpera. Uma 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.

O GRA.3.6 apresenta curvas de resfriamento com três velocidades 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. A peça portanto terá as propriedades de uma estrutura mista, ou seja, uma estrutura que se transformou na temperatura desejada e outra que se transformou a alta temperatura.

Quando se resfria a peça segundo a curva número 3 toda a estrutura será transformada na temperatura desejada. As propriedades da peça serão significativamente maiores que da peça que foi resfriada segundo a curva 1 ou 2.

Tal como acontece com a temperabilidade dos aços, pode-se considerar a “austêmperabilidade” do nodular austêmperado. Se a seção das peças for superior a uma espessura máxima ou a um diâmetro máximo, a extração de calor das peças pelo banho de sais pode ser insuficiente para alcançar uma velocidade de resfriamento que evite a formação de ferrita ou perlita, sendo necessário aumentar a severidade do meio de têmpera ou adicionar elementos de liga, conforme Voigt (1991) e a norma ASTM A 536 (2009).

A adição de elementos de liga como Cu, Ni e Mo, isoladas ou combinados, possibilita o tratamento de austêmpera em peças espessas, assegurando a obtenção da estrutura adequada em toda a seção.

Para determinar a composição química da liga em função da espessura ou do diâmetro máximo tem-se utilizado dados de temperabilidade e austêmperabilidade. Voigt *et al.* (1991) apresentam uma revisão sobre dados de temperabilidade e austêmperabilidade de diversas ligas de ADI e ainda um estudo matemático que possibilita prever a austêmperabilidade de um determinado ferro fundido nodular.

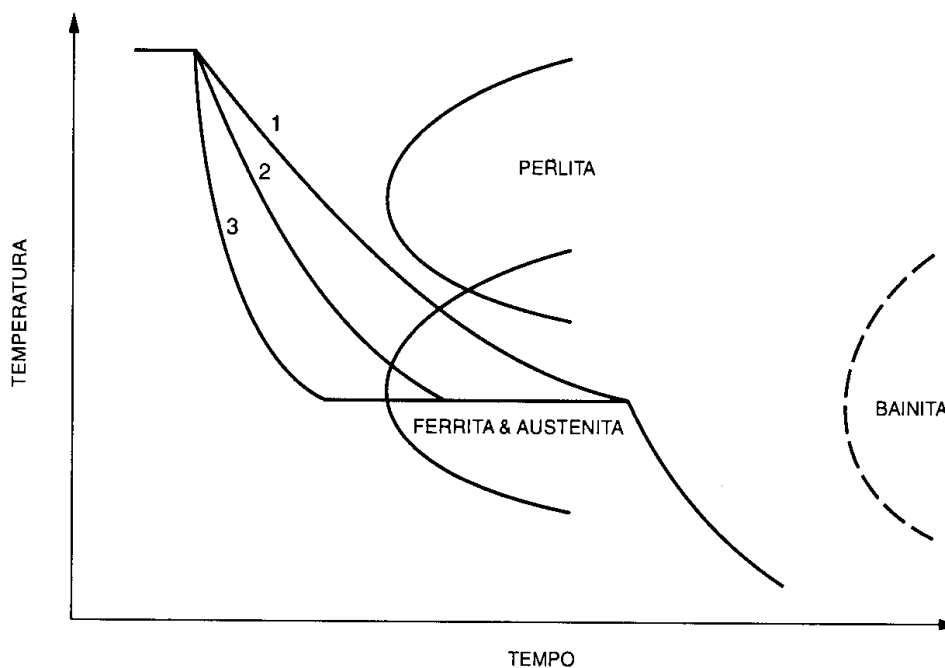


GRÁFICO 3.6 - Diagrama esquemático do efeito da velocidade de resfriamento na reação da austenita na austêmpera.

FONTE: KOVACS (1990) *apud* CARMO e DIAS (2001).

c) 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 super saturação da austenita com carbono. A temperatura de austêmpera varia entre 230 e 400°C e o tempo de manutenção varia de 30 minutos a 4 horas. Recomenda-se que a temperatura nesta etapa tenha uma variação máxima de ± 11 °C, pois como mostram os GRA. 3.7 e 3.8, as propriedades mecânicas do ADI são influenciadas por pequenas variações na temperatura de austêmpera.

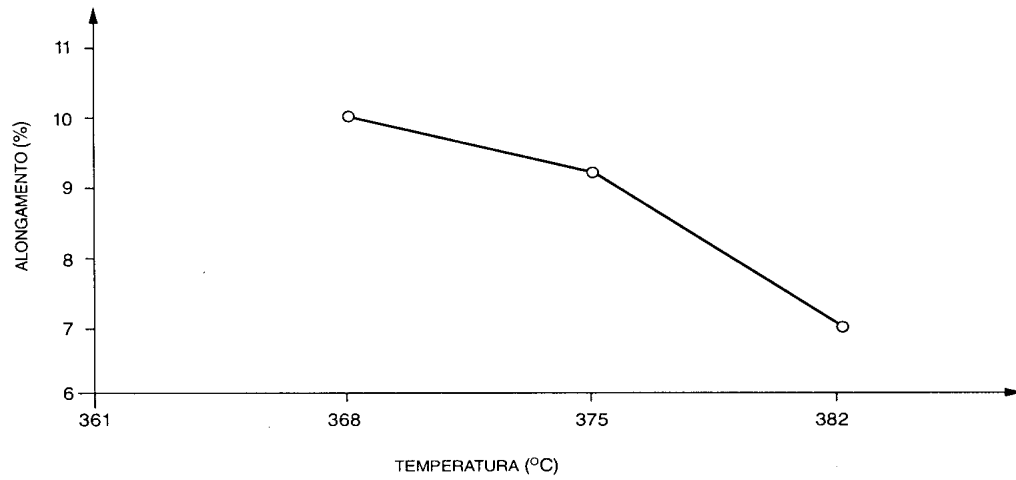


GRÁFICO 3.7 - Influência de pequenas variações na temperatura de austêmpera no alongamento.

FONTE: DEFOIRDT (1991) *apud* CARMO e DIAS (2001).

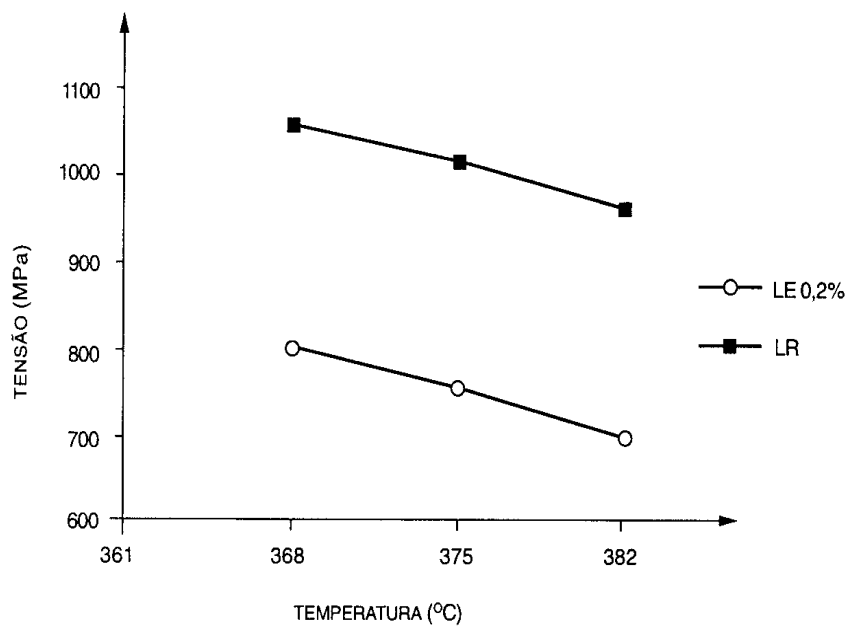


GRÁFICO 3.8 - Influência de pequenas variações na temperatura de Austêmpera nos limites de resistência à tração (LR) e escoamento (LE).

FONTE: DEFOIRDT (1991) *apud* CARMO e DIAS (2001).

▪ **Influência da temperatura de austêmpera**

A temperatura na qual se realiza a manutenção isotérmica é preponderante na determinação da microestrutura e das propriedades mecânicas do nodular austêmperado, porque influencia na cinética das reações que ocorrem com a peça. O GRA.3.9 ilustra as reações e as frações das fases resultantes da transformação a alta temperatura ($> 350^{\circ}\text{C}$) e baixa temperatura ($< 350^{\circ}\text{C}$).

Quando a austêmpera é realizada entre 350 e 400°C , a cinética da reação ocorrerá em dois estágios, como descrito anteriormente. Isto é, agulhas de ferrita nucleiam-se próximas aos esferóides de grafita que são as regiões mais pobres em carbono. As agulhas de ferrita crescerão ao mesmo tempo em que os átomos de carbono difundem-se até a austenita, tornando-a estável. A estrutura obtida é a ausferrita.

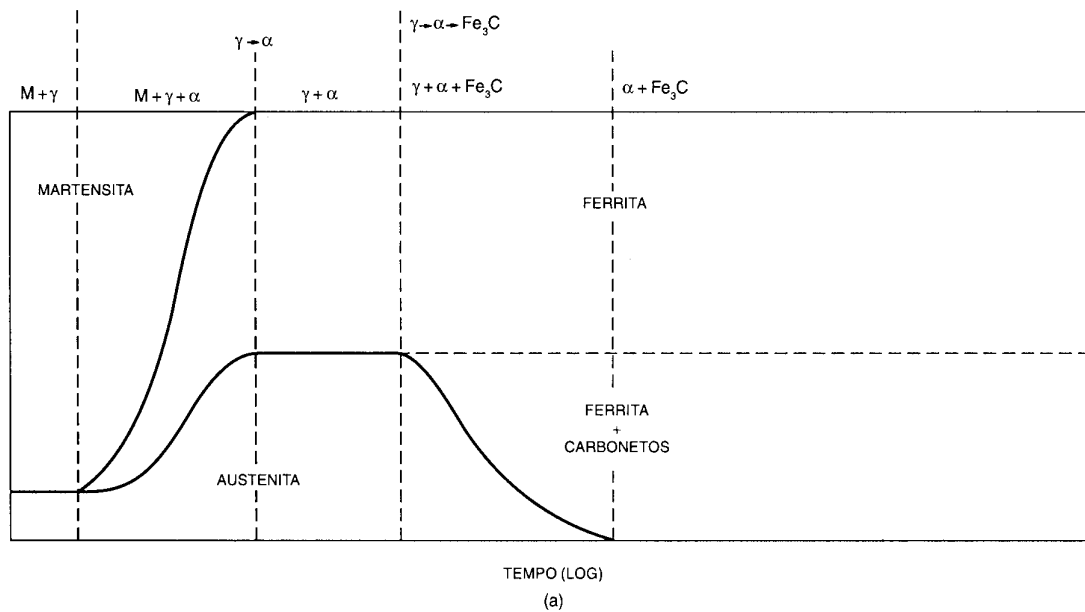
Se a transformação ocorrer a temperaturas acima da temperatura de início da transformação martensítica, mas baixa o bastante para dificultar a difusão do carbono, há dificuldades à rejeição do carbono da ferrita. Carbonetos de transição finamente dispersos se precipitarão junto à ferrita, produzindo uma microestrutura composta por ferrita, carbonetos e austenita estável.

Estudos realizados por raios-X mostram que o teor de carbono da austenita estável, obtida em baixas temperaturas de austêmpera, é menor que o teor de carbono da austenita estável, obtida em alta temperatura. Portanto, parte do carbono que não está dissolvido na austenita estável obtida em baixa temperatura, se encontra sob a forma de carbonetos na ferrita. A ferrita formada a baixa temperatura será mais refinada que a ferrita formada a alta temperatura e a quantidade de austenita estável pode chegar a 25%.

Após a transformação isotérmica a austenita pode apresentar-se sob duas formas:

- como austenita de alto carbono, com estabilidade térmica e mecânica;
- como austenita de baixo carbono, que é instável.

Transformação a altas temperaturas



Transformação a baixas temperaturas

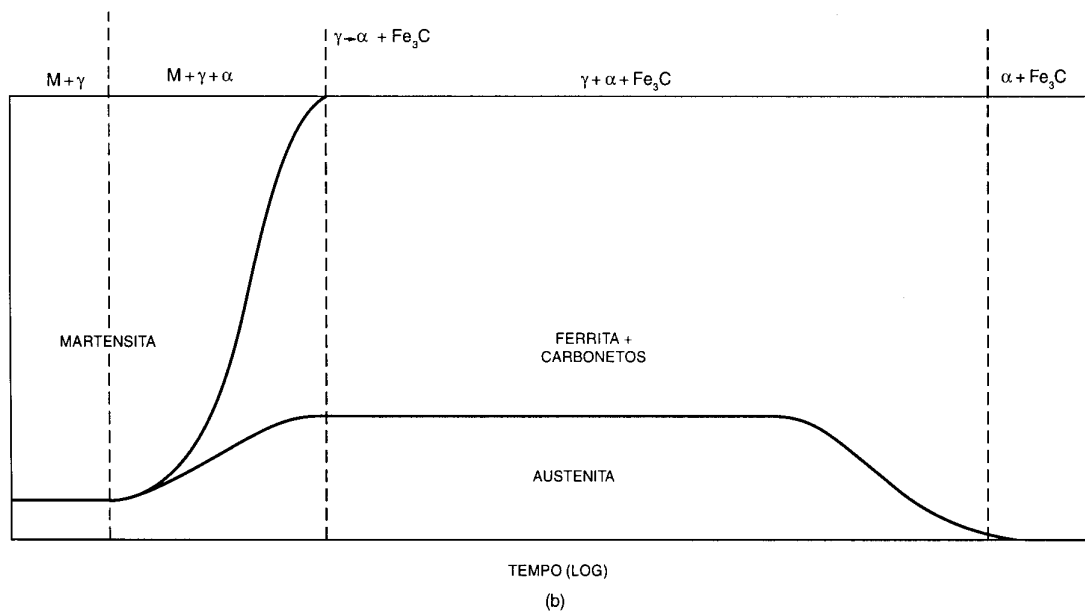


GRÁFICO 3.9 - Evolução das reações que se produzem durante a austêmpera de um ferro fundido nodular, a alta (a) e a baixa temperaturas (b).

FONTE: BAUMER (1989) *apud* CARMO e DIAS (2001).

A austenita de baixo carbono pode se transformar em martensita no resfriamento ou se o teor de carbono proporcionou uma certa estabilidade térmica, ela pode se transformar

em martensita pela aplicação de tensão ou deformação. Isto, pelos mecanismos conhecidos por SITRAM (strain induced transformation of austenite into martensite) e SATRAM (stress assisted transformation of austenite into martensite). Estes mecanismos de transformação são de grande importância quando é analisado o desempenho em serviço das peças em nodular austêmperado, conforme Sikora *et al.* (1991).

O efeito da temperatura de austêmpera na resistência à tração, no alongamento, na dureza e na resistência ao impacto é apresentado nos GRA.3.10 e 3.11. Os gráficos mostram que a resistência à tração, o limite de escoamento e a dureza diminuem rapidamente com o aumento da temperatura enquanto a ductilidade e a tenacidade aumentam até temperaturas entre 370 e 400°C.

As propriedades mecânicas apresentadas em cada temperatura de austêmpera estão correlacionadas com a microestrutura produzida. Como ressalta Kovacs (1990), no nodular austêmperado a ferrita apresenta propriedades contrárias àquelas apresentadas nas demais ligas; quanto maior a quantidade de ferrita acicular na estrutura, maior a sua resistência mecânica e menor a ductilidade.

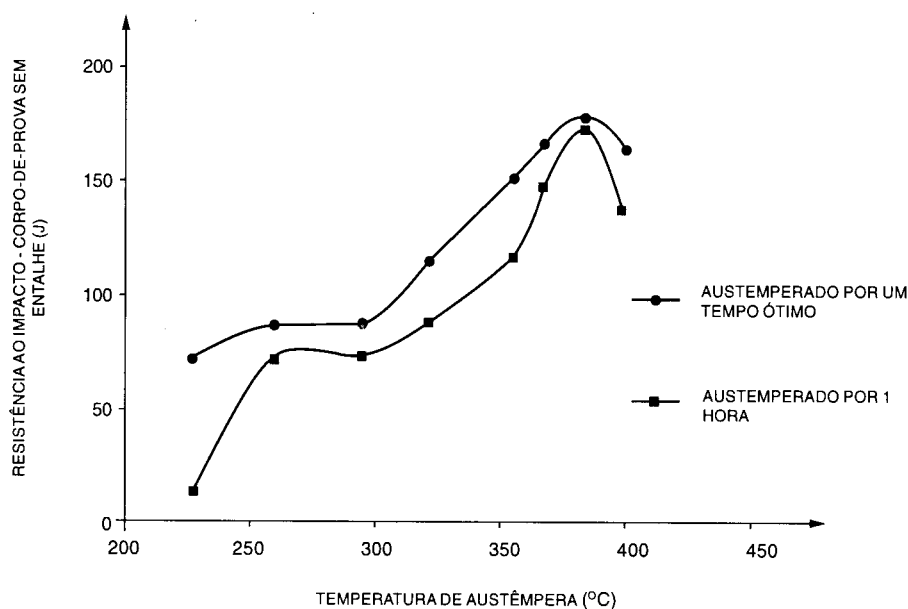


GRÁFICO 3.10 - Influência da temperatura de austêmpera na resistência ao impacto, em corpo-de-prova sem entalhe, em nodular austêmperado com 1,5% Ni e 0,3% Mo.

FONTE: HARDING (1993) *apud* CARMO e DIAS (2001).

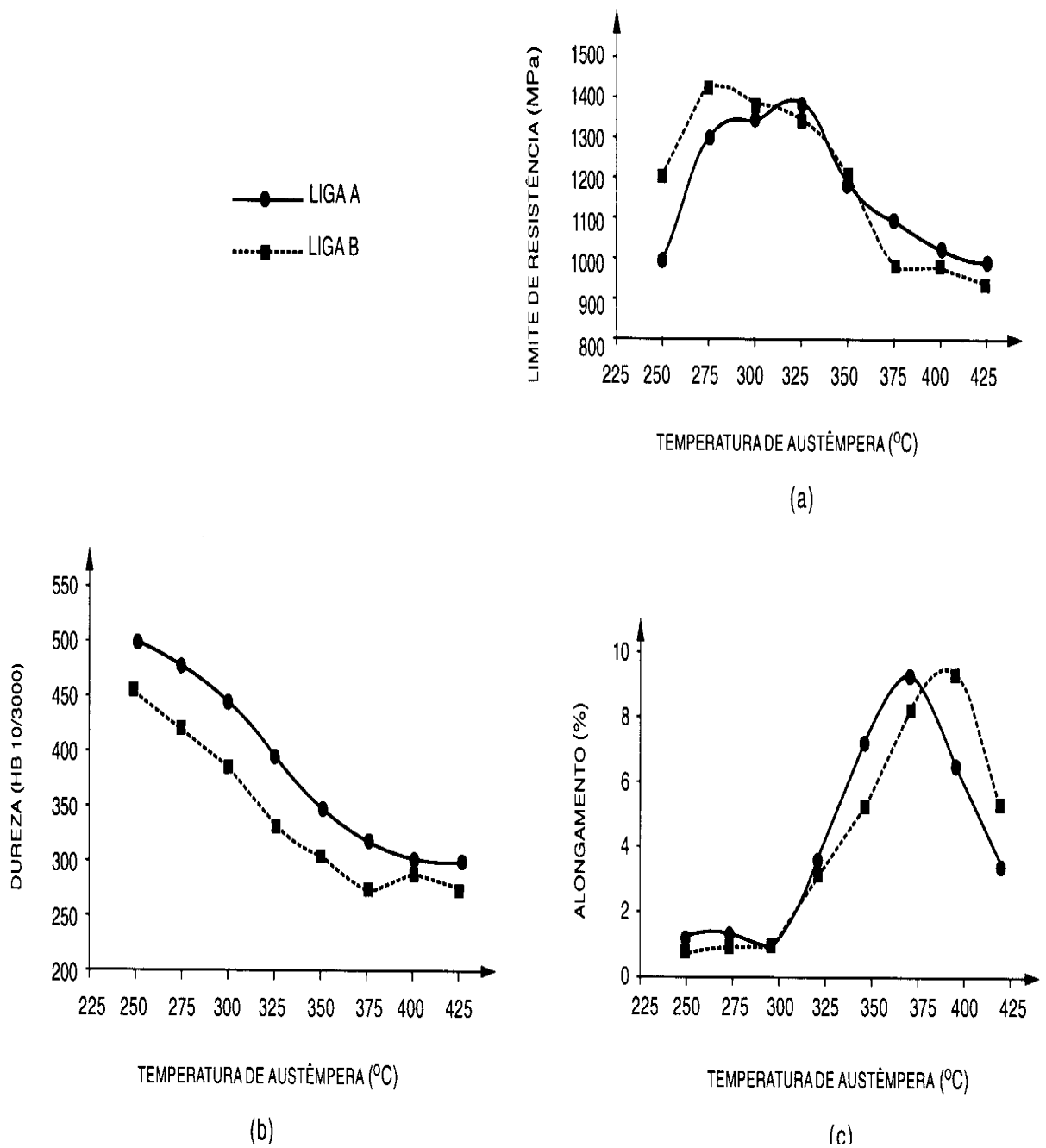


GRÁFICO 3.11 - Influência da temperatura de austêmpera no limite de resistência à tração, no alongamento e na dureza em dois nodulares austêmperados, contendo 2% Si (liga A) e 2,9% Si (liga B), para um tempo de austêmpera de 1 hora.

FONTE: HARDING (1993) *apud* CARMO e DIAS (2001).

Portanto, austêmperando o ADI em altas temperaturas (350 a 400°C) obtém-se maior quantidade de austenita estável e menor quantidade de ferrita acicular, o que implica em alta tenacidade e ductilidade mas com resistência à tração e dureza mais baixas. Quando a austêmpera é realizada em temperaturas mais baixas a microestrutura apresenta menor quantidade de austenita estável, maior quantidade de ferrita acicular e ainda carbonetos, dependendo da temperatura. Têm-se então, alta resistência à tração e elevada dureza com menores ductilidade e tenacidade.

▪ Influência do tempo de austêmpera

A reação de transformação da austenita na austêmpera dos ferros fundidos ocorre em duas etapas, conforme visto anteriormente no item influência da temperatura. O tempo de manutenção determina as reações que ocorrerão e os constituintes que irão compor a microestrutura. Conseqüentemente, as propriedades do material serão influenciadas pelo tempo de manutenção como mostram os GRA. 3.12 e 3.13.

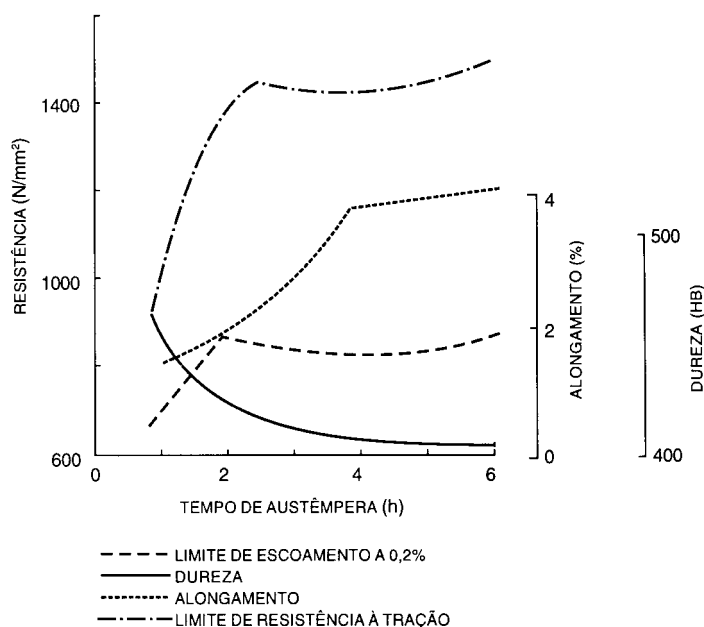


GRÁFICO 3.12 - Influência do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular ligado, austenitizado a 900°C e austêmperado a 245°C. Composição química da liga: 3,5%C, 2,7%Si, 0,15%Mn, 1%Ni, 0,16Mo, 0,54%Cu.

FONTE: ELLIOTT (1988) *apud* CARMO e DIAS (2001).

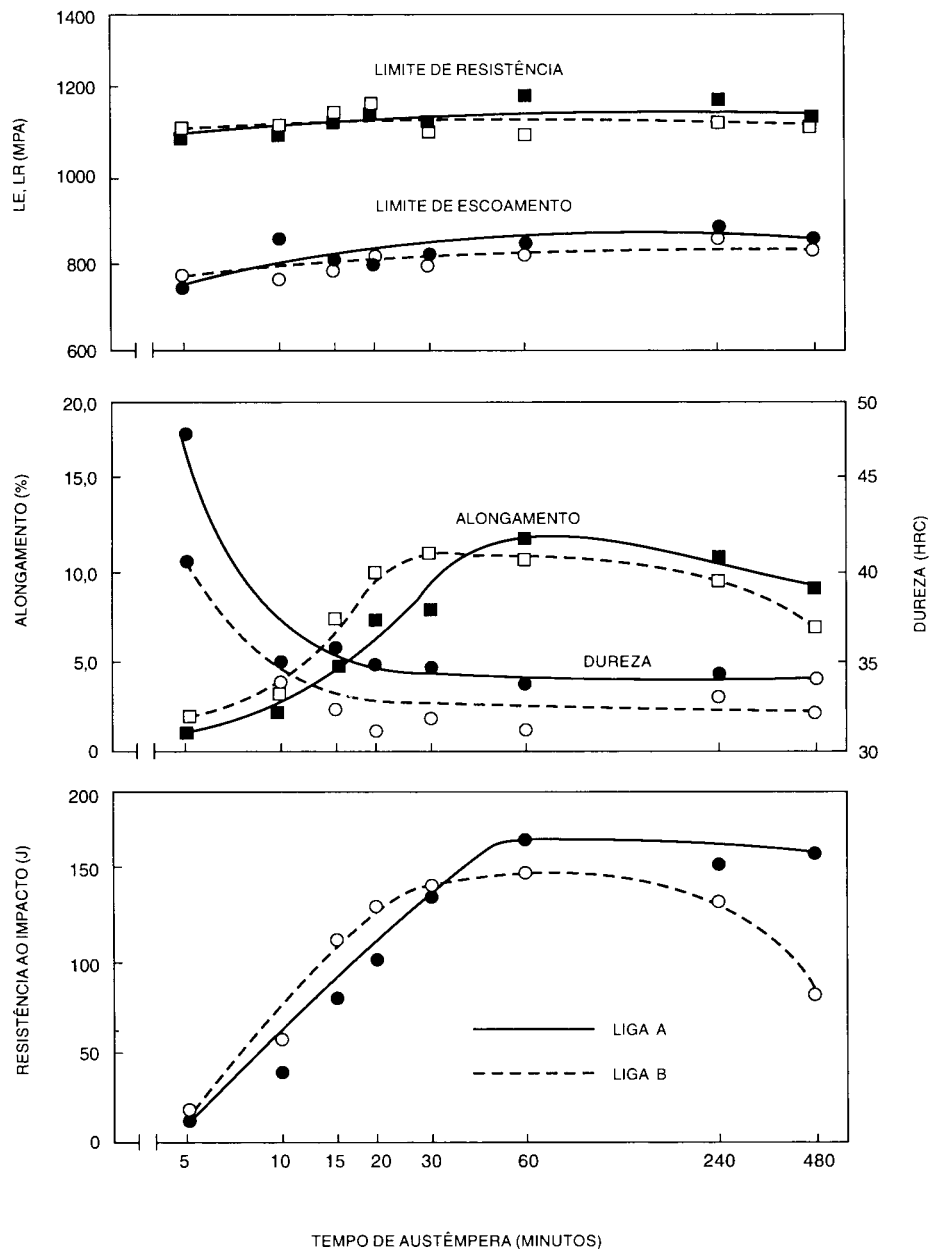


GRÁFICO 3.13 - Influência do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas de dois ferros fundido nodulares ligados (liga A: 3,57% C; 2,67% Si; 0,27% Mn; 0,51% Cu; 0,31% Mo) e não ligado (liga B: 3,65% C; 2,64% Si; 0,24% Mn) austêmperados a 370°C.

FONTE: BAUMER (1989) *apud* CARMO e DIAS (2001).

Analisando o GRA.3.9, nota-se que tempos de manutenção muito curtos são insuficientes para saturar a austenita com carbono. No resfriamento, parte da austenita não estabilizada se transforma em martensita aumentando a dureza da peça mas diminuindo a ductilidade e a tenacidade, como mostram os GRA. 3.12 e 3.13.

A austenita não estabilizada que não se transformou em martensita no resfriamento, poderá se transformar, pelos mecanismos SITRAM e SATRAM, quando a peça sofrer um determinado esforço, provocando a fragilização da peça. No entanto, se a peça necessita de resistência ao atrito, este fenômeno poderá ser benéfico e explorado tecnologicamente, como comentado anteriormente.

Se o tempo de manutenção for excessivo se iniciará no segundo estágio da transformação, quando a decomposição da austenita de alto carbono em ferrita e carbonetos, ou seja a bainita, que fragiliza o material, como apresentado em gráficos anteriores.

O GRA. 3.14 exemplifica o conceito de janela de processo. É importante conhecer os meios possíveis de se detectar o início deste estágio fragilizante, ou seja, o início do segundo estágio. Praticamente é impossível determinar por microscopia ótica se o tempo de austêmpera foi suficiente ou excessivo, também com a utilização do microscópio eletrônico de varredura é muito difícil discernir se o primeiro estágio completou-se ou se iniciou o segundo estágio, conforme Janowak (1983) e Tartela (1986).

Outras técnicas têm sido empregadas tais como: testes magnéticos, dilatométricos, ensaios por resistividade elétrica, sendo mais freqüente o emprego de ensaios mecânicos de tração e impacto, segundo Baumer (1989). O GRA. 3.14 mostra a influência das duas reações no alongamento. O tempo compreendido entre A e B representa o intervalo de tempo de manutenção isotérmica para conseguir a máxima tenacidade. Sabe-se que a adição de determinados elementos de liga pode ampliar este intervalo de tempo retardando o início do segundo estágio.

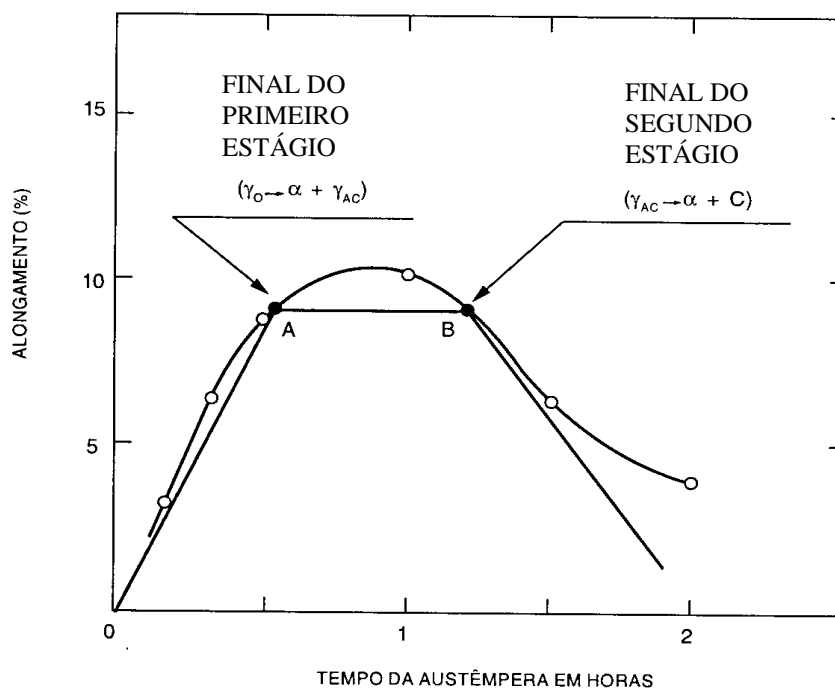


GRÁFICO 3.14 - Ilustração esquemática da influência do tempo de manutenção nas transformações microestruturais e no alongamento durante a austêmpera.

FONTE: JANOWAK (1983) *apud* CARMO e DIAS (2001).

3.2.3 Microestrutura

A microestrutura do ferro fundido nodular austêmperado, apresentada na FIG. 3.9, é constituída de ferrita acicular e austenita estável que apresenta alto teor de carbono, resultando em elevados valores de resistência mecânica, ductilidade, resistência ao impacto e resistência ao desgaste.

A matriz apresentada pelo ADI é única e não tem um nome aceito universalmente; é conhecida por bainita, conforme Janowak (1983), Rouns (1987), Elliott (1988) e Baumer (1989), mas outros autores denominaram-na de pró-bainita Moore *et al.* (1990). Foi denominada por Kovacs (1991) de ausferrita, nome adotado por Sikora *et al.* (1991). Segundo Kovacs, o nome ausferrita já indica que a estrutura consiste de austenita estável reagida e ferrita acicular. Para ele, a ausferrita é freqüente e erroneamente chamada de bainita porque se parecem visualmente e também porque

ambas se formam à mesma temperatura.

Kovacs (1991) escreveu: "quando a ausferrita foi observada nos ferros fundidos pela primeira vez, pensou-se ser a bainita como nos aços e, por isso, muitos artigos e patentes relacionados com o nodular austêmperado denominaram-na de bainita. Porém, 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".

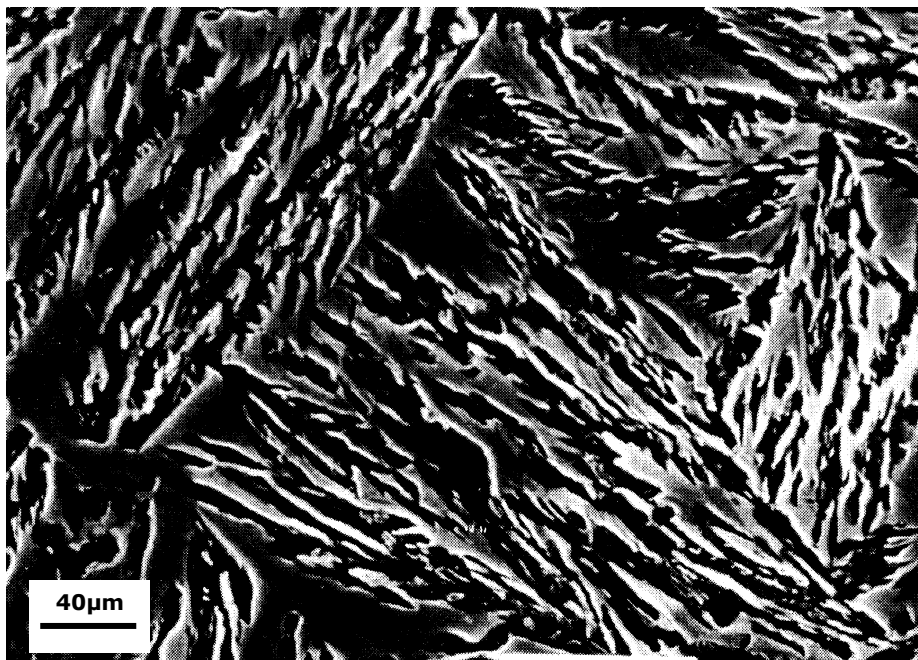


FIGURA 3.9 - Microestrutura típica de um ferro fundido nodular austêmperado, apresentando a ferrita acicular e a austenita estável com um alto teor em carbono.

FONTE: Acervo do Laboratório Metalográfico do SENAI/CETEF.

Apesar do nome ausferrita não ser aceito universalmente, ele será usado neste trabalho para denominar a estrutura composta unicamente de ferrita acicular e austenita de alto teor em carbono, uma vez que a norma ASTM A 897 (2006) que classifica o material adotou o nome e referencia a norma de terminologia, ASTM A 644 (1998), que padroniza o termo ausferrita.

3.2.4 Propriedades do Ferro Fundido Nodular Austêmperado

Segundo Keough (1991), antes do ferro fundido nodular ter sido descoberto, os projetistas tinham poucas opções para fabricar componentes de alto desempenho. Eles podiam usar o ferro fundido maleável ou os aços - fundidos, forjados ou soldados. No entanto, todos eles apresentam limitações tanto quanto ao custo quanto às propriedades mecânicas. O aparecimento do ferro fundido nodular alterou em muito as possibilidades de aplicação do ferro fundido. A sua notável resistência mecânica e ductilidade, comparadas com o ferro fundido cinzento, juntamente com as suas características de fundição, o colocam como um material dentro da engenharia de materiais cada vez mais competitivo quando comparado aos materiais acima mencionados. No entanto, quando se projeta uma peça que exija uma combinação de resistência mecânica, tenacidade e resistência ao desgaste o aço comumente é o material escolhido. Esta situação está mudando, como mostra a TAB.1, pois o ADI possui propriedades que possibilitam a sua competição com os aços em muitas aplicações, principalmente com aços forjados.

TABELA 1
Propriedades do ferro fundido nodular austêmperado.

Limite de resistência [MPa]	800 – 1600
Limite de escoamento a 0,2% [MPa]	500 – 1500
Alongamento [%]	1 – 16
Módulo de elasticidade longitudinal [GPa]	150 – 162
Dureza [Brinell]	250 – 550
Resistência à fadiga [MPa] *	310 – 690
Resistência ao impacto [J/cm ²]	25 – 170
Resistência ao desgaste [volume perdido em mm ³]**	9 – 10

Notas:

* 690 MPa pode ser obtido através de endurecimento localizado por “fillet rolling” - rolagem ou “shot peening” - bombardeio com partículas duras.

** Ensaio por pino, dureza das amostras: 30 a 50 HRC.

FONTE: KEOUGH (1991) e KOVACS (1990).

Apresenta-se no GRA. 3.15 uma comparação das propriedades do ADI, segundo a norma ASTM A 897, com as do nodular sem tratamento térmico baseando-se na norma ASTM A 536. Observa-se que o ADI supera o nodular convencional em resistência e em alongamento.

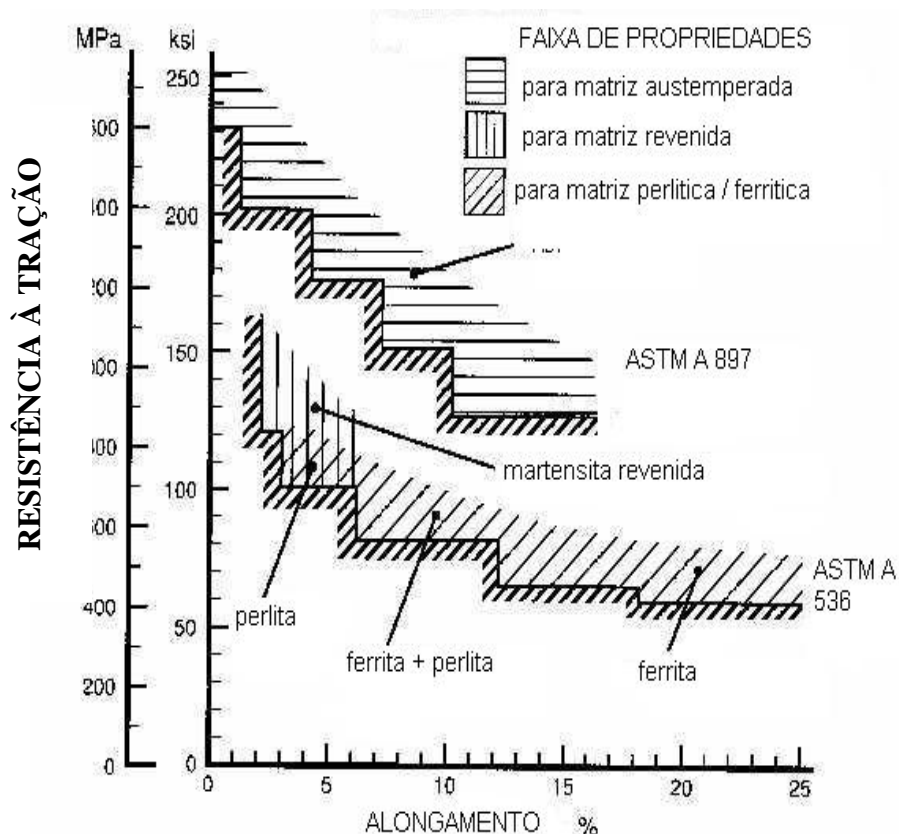


GRÁFICO 3.15 - Propriedades de resistência do ADI e do nodular em relação ao atendimento às normas ASTM A 897 (2006) e A 536 (2009).

FONTE: ADI (1998).

3.2.5 Especificações para o ADI

Segundo um levantamento de Christ (1991), existiam 9 especificações diferentes para o nodular austemperado. 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 TAB. 2 à 8, especificações para o ADI disponíveis.

TABELA 2
Especificação para ADI segundo norma ASTM 897 EUA – 2006

Grau	Propriedades mínimas especificadas				
	LR [MPa]	LE [Mpa]	A [%]	I [J]	Dureza [HB]
750-500-11	750	500	11	110	241 – 302
900-650-09	900	650	9	100	269 – 341
1050-750-07	1050	750	7	80	302 – 375
1200-850-04	1200	850	4	60	341 – 444
1400-1100-02	1400	1100	2	35	388 – 477
1600-1300-01	1600	1300	1	15	402 – 512

TABELA 3
Especificação para ADI segundo norma JIS G5503 Japão – 1995

Classe	Propriedades mínimas Especificadas			Propriedades mínimas recomendadas
	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

TABELA 4
Especificação para ADI proposta pelo BCIRA Inglaterra

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

Notas:

- * valores diferentes são sugeridos em função da espessura da peça;
- ** valores apenas informativos;
- a norma inglesa British Standart regulamentou o ADI sob o número EN 1564 - 1997.

TABELA 5

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 6

Especificação para o ADI proposta pela VDG – Alemanha

Classe	Propriedades mínimas especificadas			Dureza * [HB]
	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: * Valores típicos, não é uma especificação.

TABELA 7

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 8

Especificação para o ADI proposta por Högför da Kymmene (Stromberg Corp.) – Finlândia

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

3.2.6 Comparação do ferro fundido nodular austêmperado com outros materiais

Segundo Fuller (1993) e Voigt *et al.* (1991), a realização do tratamento de austêmpera nas peças em ferro fundido nodular possibilita aos fundidores fornecer tais peças com um maior valor agregado e, ainda, permite a entrada em mercados tradicionalmente fechados aos ferros fundidos.

Como qualquer material, o nodular austêmperado tem vantagens técnicas e econômicas e suas limitações devem ser levadas em consideração ao se buscar novos mercados.

a) Vantagens técnicas

A principal vantagem técnica do nodular austêmperado é a atrativa combinação de resistência mecânica e ductilidade que pode ser obtida com este material. O GRA. 3.16 compara as propriedades à tração do nodular austêmperado com o ferro fundido cinzento, o ferro fundido nodular convencional e o ferro fundido nodular temperado e revenido. O GRA. 3.17 compara o limite de resistência mínimo para o nodular austêmperado (ASTM A 897-90) com valores para o nodular convencional e para aços trabalhados, aços carbono, aços carbono-manganês e aços baixa liga, especificados pela norma britânica. Os gráficos enfatizam a melhoria nas propriedades mecânicas obtidas com o tratamento de austêmpera do ferro fundido. Para uma resistência de 700-900 MPa, o nodular austêmperado apresenta uma ductilidade cinco vezes superior ao nodular convencional. Quanto à resistência, o nodular austêmperado apresenta o dobro do valor do nodular convencional, para as classes de baixa ductilidade.

O GRA. 3.18 proporciona uma comparação similar com os aços fundidos especificados pela norma britânica. Observa-se que as classes de baixa resistência do nodular austemperado se equiparam às classes de alta resistência do aço fundido. Considera-se que as classes de alta resistência do nodular austemperado são essencialmente uma extensão da família dos aços fundidos.

As propriedades à tração tornam-se mais atrativas quando se leva em conta que o ADI é 10% menos denso que o aço, conforme Keough (1991) e Moore *et al.* (1990). Surpreendentemente, a alta resistência do nodular austemperado pode torná-lo competitivo até com ligas leves se for levada em consideração a relação peso/resistência.

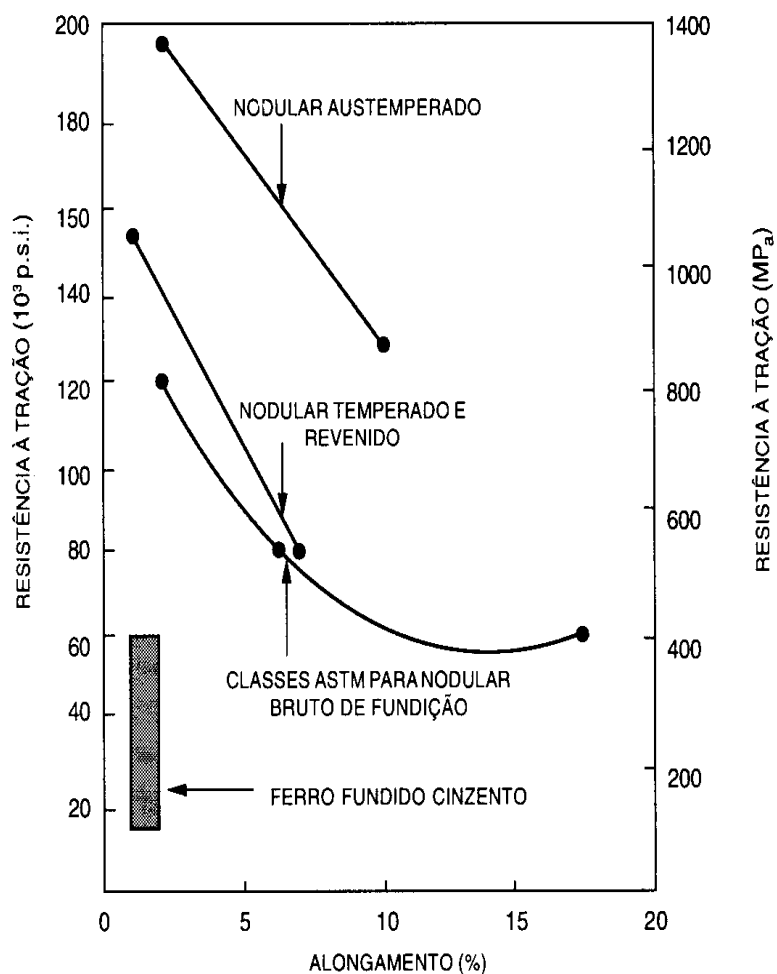


GRÁFICO 3.16 - Comparação das propriedades de resistência à tração e alongamento entre o nodular austemperado, o nodular convencional com e sem tratamento térmico e o ferro fundido cinzento.

FONTE: FULLER (1993) *apud* CARMO e DIAS (2001).

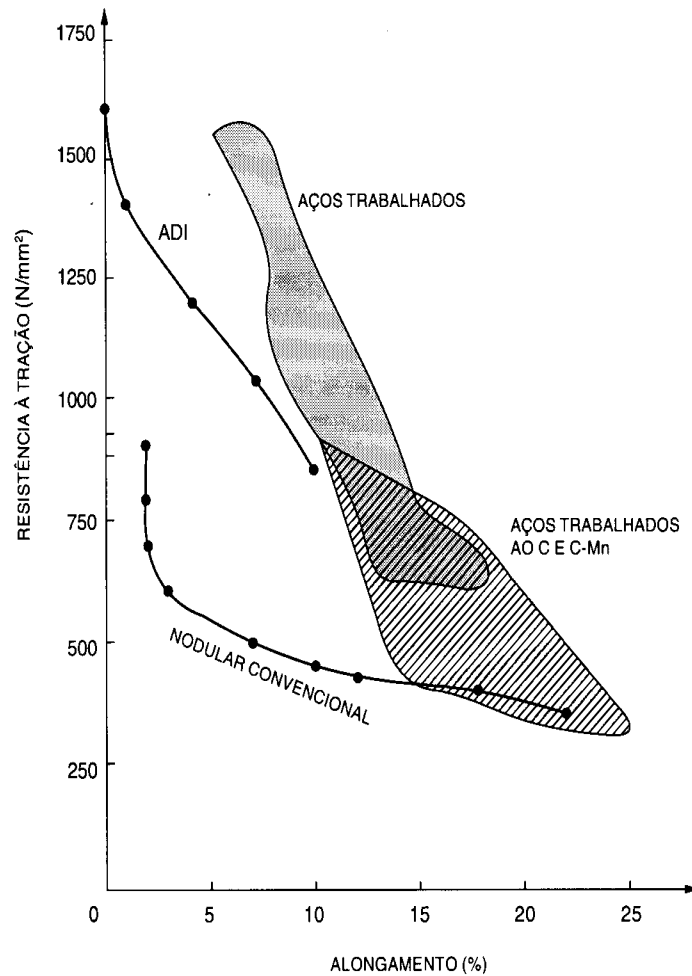


GRÁFICO 3.17 - Comparação das propriedades mínimas à tração especificadas para o nodular convencional (BS2789: 1985), para aços trabalhados (BS979: 1983) e para o nodular austêmperado (ASTM A 897-2006).

FONTE: FULLER (1993) e HARDING (1993) *apud* CARMO e DIAS (2001).

No projeto das peças é freqüente levar em consideração o limite de escoamento (LE) e o módulo de elasticidade longitudinal (E), embora os materiais sejam freqüentemente comparados tomando-se como base o limite de resistência e a ductilidade. Por exemplo, utiliza-se na seleção de materiais o parâmetro rigidez/densidade que se baseia no critério de $E^{1/2}/\rho$ ou $E^{1/3}/\rho$, sendo ρ a densidade do material. Valores típicos são apresentados na TAB.9.

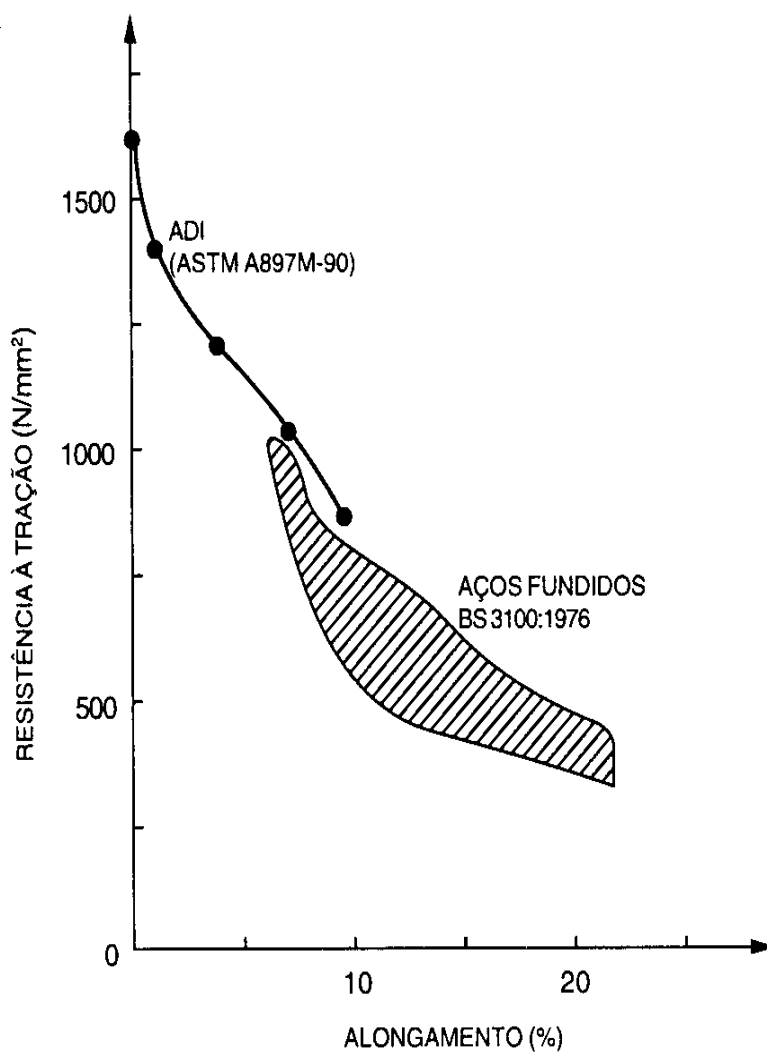


GRÁFICO 3.18 - Comparação das propriedades mínimas à tração especificadas para os aços fundidos (BS3100: 1976) e para o nodular austemperado (ASTM A897- 2006).

FONTE: FULLER (1993) e HARDING (1993) *apud* CARMO e DIAS (2001).

Comparando os valores dos parâmetros rigidez/densidade ($E^{1/2}/\rho$ e $E^{1/3}/\rho$) indicados na Tabela IX, conclui-se que o nodular austemperado e o aço são permutáveis e similares à liga zinco-alumínio ZA 27, mas ambos são significativamente inferiores às ligas de alumínio.

TABELA 9

Comparação entre o ADI, o aço, liga de alumínio e liga de zinco, considerando o parâmetro rigidez/densidade ($E^{1/2}/\rho$ e $E^{1/3}/\rho$).

Material	Módulo de elasticidade E [GPa]	Densidade ρ [t/m ³]	$E^{1/2}/\rho$	$E^{1/3}/\rho$
Aços	207	7,8	1,84	0,76
Nodular austêmperado	170	7,1	1,84	0,78
Ligas de alumínio	71	2,7 - 2,8	3,0 - 3,1	1,48 - 1,53
Liga Zn - Al (ZA27)	75	5	1,73	0,84

FONTE: FULLER (1993) e HARDING (1993).

Em comparação com o aço, o ADI tem vários aspectos atrativos devido à presença da grafita na estrutura, conforme Kovacs (1986) e Janowak (1983):

- a usinabilidade antes do tratamento de austêmpera é significativamente mais alta, resultando em aumento de produção e menor desgaste da ferramenta;
- a capacidade de amortecimento é maior e os componentes que se acoplam tais como engrenagens funcionam com menor nível de ruído;
- componentes em nodular austêmperado têm uma melhor resistência ao desgaste por deslizamento ou roçamento (*scuffing resistance*), particularmente em condições de falha ou redução da lubrificação. Isto é atribuído à presença do filme de grafite que também pode reduzir o coeficiente de atrito e a temperatura de funcionamento, aumentando o rendimento da transmissão;
- o nodular austêmperado tem menor sensibilidade ao entalhe que os aços e portanto, descontinuidades na superfície das peças são de menor importância;
- em componentes que se acoplam, tal como as engrenagens, as asperezas da superfície são removidas mais rapidamente durante o uso e portanto dispensa o acabamento final normalmente usado nas peças feitas de aço;
- os componentes em nodular austêmperado são menos propensos à distorção durante o tratamento térmico do que outros materiais ferrosos, os quais são temperados e revenidos. Devido à baixa distorção, o acabamento final após o tratamento térmico pode ser bastante reduzido ou mesmo eliminado.

A relação entre o custo de vários materiais e seu limite de escoamento é indicado no GRA. 3.19. Citam-se, ainda, algumas vantagens econômicas do ADI em relação aos aços forjados:

- o menor custo de aquisição e manutenção dos modelos de fundição, comparados com as matrizes para forjaria;
- a flexibilidade do processo de fundição para produzir componentes com projeto otimizado, os quais não podem ser obtidos unicamente pelo processo de forjamento, como por exemplo, peças com cavidades internas ou ocas e peças contendo uma ou mais partes com contra-saída;
- o baixo custo da matéria prima para se produzir o ferro fundido nodular;
- o processo de fundição permite obter componentes com dimensões muito próximas da forma final, com uma alta produção e com um menor custo em equipamentos do que a forjaria;
- o consumo de energia para uma peça fundida e austêmperada é bem menor que o de uma peça forjada, chegando a uma economia de 50% em energia, considerando o mesmo consumo para o processo de fusão;
- o tratamento de austêmpera consome menos energia que o processo de cementação em aços, como exemplifica a TAB.10.

O ADI apresenta grande versatilidade, pois com o ciclo de tratamento térmico de austêmpera várias propriedades mecânicas podem ser obtidas a partir de uma mesma liga variando as temperaturas e os tempos de austenitização e austêmpera, segundo Rouns (1987).

TABELA 10

Consumo de energia durante a fabricação de engrenagens em nodular austêmpera e em aço forjado e cementado.

	Consumo de energia [kWh/t]	
	Ferro fundido nodular	Aço forjado
Produção do "blank"	-x-	4500
Recozimento	2500	500
Austêmpera	600	-x-
Cementação	-x-	800 – 1200
Total	3100	5800 – 6200
Economia de energia	47 – 50%	

FONTE: MOORE *et al.* (1990) *apud* CARMO e DIAS (2001).

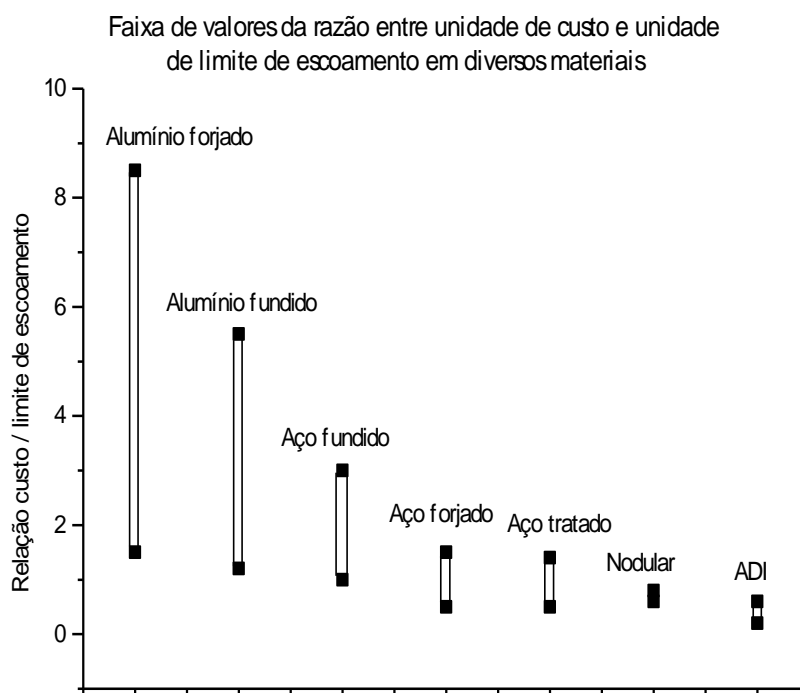


GRÁFICO 3.19 - Razão entre unidade de custo e unidade de limite de escoamento em diversos tipos de materiais.

FONTE: CHRIST (1991) *apud* CARMO e DIAS (2001).

b) Limitações técnicas

A principal limitação técnica deste material é atribuída à usinabilidade relativamente baixa no estado austêmperado, relação ao nodular convencional. As classes com maior ductilidade podem ser torneadas, fresadas, furadas e rosqueadas, mas com menor facilidade que os aços com o mesmo nível de dureza. Isto se deve ao fenômeno do endurecimento por deformação que ocorre devido à transformação da austenita, característica da microestrutura do nodular austêmperado. Esta austenita ao sofrer uma deformação durante a usinagem pode vir a transformar-se em martensita. Como já comentado anteriormente, a estabilidade mecânica da austenita no ADI depende do teor de carbono na austenita e da quantidade de deformação aplicada.

Outras limitações técnicas do nodular austêmperado são:

- o módulo de elasticidade do ADI é aproximadamente 20% menor que o do aço e, portanto, componentes em nodular austêmperado sofrerão maior deformação elástica do que um aço nas mesmas condições. Em certos casos este fato chega a ser uma vantagem, como por exemplo para dentes de engrenagem;
- assim como o nodular convencional, o nodular austêmperado pode ser soldado. Mas como a zona fundida e a zona termicamente afetada conterão carbonetos e martensita, ambos sendo duros, frágeis, e deteriorarão as propriedades da peça soldada;
- o nodular austêmperado é mais indicado para componentes pequenos e médios, particularmente devido ao tratamento térmico. Componentes de seção espessa são menos indicados para o ADI devido à necessidade da adição de elementos de liga provocando um aumento no custo da peça e ainda pela possível queda das propriedades em seções espessas devido aos efeitos da segregação;
- como o nodular austêmperado desenvolve suas propriedades pelo tratamento térmico entre 235 e 400°C, as temperaturas em serviço de peças em ADI não poderão atingir este intervalo, a não ser por um curto período de tempo, pois nesta temperatura poderá ocorrer uma mudança na estrutura resultando em deterioração das propriedades.

3.2.7 Aplicações

Como aplicações já estabelecidas do ADI citam-se: engrenagens, caixas de câmbio, parafusos, eixos virabrequim, cruzetas de diferencial, eixos de comando de válvulas, suportes de motor, sapatas de freio, proteção para caixa de transmissão, guia para esteira, dentes para equipamentos de escavação e terraplenagem, carcaças para marteletes pneumáticos, grampos para ferrovias (peças de 10 a 15 kg), berços para motores diesel, união articulada de suspensão e capa para mancais (vagões de carga), conforme Defoirdt (1991) e Sikora (1991).

Um dos mercados de grande potencial para o ADI é a utilização em eixos virabrequim para motores de combustão interna. O potencial técnico e as vantagens econômicas do nodular austêmperado para este tipo de peça têm sido avaliados e anunciados por várias indústrias tais como a International Harvester, Ford Motor Company a Chrysler Corporation e a Mazda Motor Corporation, conforme Dorazil (1991), Hayrynen (1995) e Grech (1991).

Embora o ADI esteja sendo utilizado em variados segmentos da indústria, é constatado que o mercado para o nodular austêmperado não está crescendo na velocidade esperada. Mesmo uma das empresas de maior sucesso nos EUA na fabricação de produtos em ADI (Advanced Cast Products, conhecida como Amcast) considera que o crescimento na aplicação do ADI está abaixo do esperado, conforme Melo (1992). Kobayashi (1991) na conferência mundial sobre o ADI em 1991, levantou as razões para o lento crescimento do mercado e sua opinião sobre o assunto foi resumida por Hardining (1993):

- muitas das peças fabricadas em aços fundidos e forjados de baixa resistência, já são fabricadas com ferro fundido nodular. O nodular austêmperado, portanto, compete com aços ligados e tratados para aplicações em serviço pesado (high duty) onde a confiabilidade do produto é o fator principal;
- os aços são materiais já estabelecidos e favorecidos pela extensa quantidade de dados sobre suas propriedades mecânicas. Para o ADI são ainda escassas as informações sobre sua resistência ao impacto, tenacidade à fratura, resistência à fadiga, tanto em baixa quanto em alta temperatura; e também são poucos os dados

sobre suas propriedades quanto ao desgaste. As informações disponíveis precisam ser compiladas e trabalhadas para chegarem até aos projetistas em uma forma coerente;

- um aspecto totalmente incomum é a não utilização do nodular austêmperado, pelo seu excelente desempenho em determinadas aplicações. Laub (1991) relata o caso de uma peça fabricada em ADI e rejeitada por um fornecedor americano devido à melhora nas propriedades ao desgaste o que provocaria a redução no seu mercado de reposição. Considerações similares se aplicam ao mercado de reposição de peças para equipamentos para a agricultura e terraplenagem;
- o nodular austêmperado (assim como outros materiais) são fornecidos tomando como base as propriedades obtidas em corpos-de-prova; no entanto, as peças têm apresentado propriedades inferiores devido aos efeitos de espessura e defeitos superficiais. Teste em peças são mais indicados para avaliar estes resultados acima citados, no entanto, são de custo elevado e consomem muito tempo;
- muitas empresas que realizam tratamentos térmicos para terceiros estão relutantes em processar ou promover o ADI, com receio de prejudicar o seu lucrativo mercado de tratamento térmico de aços. Por outro lado, os fundidores estão relutantes em investir no seu próprio setor de tratamento térmico até que tenham certeza da existência de uma demanda para seus produtos;
- a falta de uma técnica de inspeção conveniente tem sido a preocupação de alguns fundidores. O ensaio de dureza é largamente utilizado para verificar a qualidade de materiais ferrosos convencionais. No entanto, este ensaio não é indicado para verificar se o tratamento de austêmpera foi ou não foi realizado corretamente; principalmente quando se busca alcançar classes mais elevadas para aplicações críticas. A solução mais viável até o presente momento tem sido os testes em corpos-de-prova retirados da própria peça ou vazados separadamente. Ensaio não destrutivo estão sendo desenvolvidos mas ainda não são fáceis de se aplicar na prática;
- a pressão econômica crescente sobre os engenheiros resulta na manutenção dos materiais tradicionais e inibe a busca e/ou a avaliação de alternativas;
- com poucas exceções, a maioria das fundições não tem o hábito de fazer marketing e promover seus produtos e poucos países possuem centros nacionais para promoverem produtos fundidos. O ADI tem sido vítima desta conjuntura;

- o nodular austêmperado é geralmente promovido como um novo membro da família dos ferros fundidos. Isto pode ser prejudicial para o ADI, pois muitos clientes em potencial têm uma grande resistência aos ferros fundidos tradicionais. É interessante notar que alguns dos produtores de maior sucesso na fabricação de peças em nodular austêmperado, denominaram seus produtos com nomes os quais evitam fazer referência aos ferros fundidos. Alguns exemplos são: CasTuf pela Amcast (EUA), Kymenite pela Kymi Kymmene (Finlândia) e Germanite pela Muhlberger (Alemanha);
- poucas fundições estão equipadas para usinar e austêmperar as peças fundidas que produzem e muitos fundidores parecem relutantes em acompanhar estas etapas nas empresas contratadas para executarem a usinagem e o tratamento térmico. Portanto, a responsabilidade de integrar e administrar os vários estágios do processo acaba ficando com o cliente mas, a resistência entre os clientes está aumentando quanto a assumir esta responsabilidade. É cada vez maior o número de clientes que desejam comprar as peças já acabadas e componentes prontos para uso.

3.3 Fratura por fadiga

A fadiga é um processo de alteração estrutural permanente, progressivo e localizado, que ocorre em um material sujeito a condições que produzem tensões ou deformações cíclicas e/ ou alternadas em um ou em vários pontos, e que pode culminar com a fratura após um número suficiente de variações de carga, em função do tempo. A fadiga é importante por ser a maior causa individual de falhas em metais, sendo responsável por 90% de todas as falhas metálicas. O processo ocorre pela iniciação e propagação de trincas sendo normalmente, a superfície de fratura perpendicular à direção da maior tensão de tração aplicada, segundo Callister (2000).

Atualmente são quatro as abordagens principais para análise e projeto de componentes estruturais e mecânicos. A TAB.11 apresenta a correlação entre as filosofias, os métodos e as propriedades à fadiga pertinentes. Verifica-se que o comportamento do ADI à fadiga foi estudado, até então, utilizando as abordagens em tensão, deformação e pela Mecânica da Fratura. Não foram encontradas referências sobre o estudo do

fenômeno da fadiga do ADI através da energia de deformação.

TABELA 11
Correlação entre as filosofias, os métodos e as propriedades à fadiga.

Filosofia de projeto	Metodologia de projeto (Abordagem)	Descrição das propriedades à fadiga
Vida - garantida, vida infinita	Tensão - Vida	S - N
Vida - garantida, vida infinita	Deformação - Vida	ϵ - N
	Energia de Deformação - Vida	W - N
Tolerância ao dano	Mecânica da fratura	da/dN - ΔK

A curva S-N, também conhecida como curva de Wöhler, segundo Souza (1982), é uma importante ferramenta utilizada para exposição de dados experimentais de fadiga. Nela são locados valores de tensão (S) pelo logaritmo do número de ciclos (N) necessários para a fratura do material. Os valores de S podem ser representados pela tensão máxima aplicada σ_{\max} , tensão mínima σ_{\min} ou amplitude da tensão σ_a . O método de obtenção das curvas S-N consiste em registrar o número de ciclos até a ruptura de corpos de prova dos materiais submetidos a diferentes tensões aplicadas.

Pode-se observar no GRA. 3.20 que o número de ciclos aumenta na medida em que reduz o nível de tensões, sendo que para alguns corpos de prova é alcançado um limite de fadiga, ou seja, o material teria uma vida infinita.

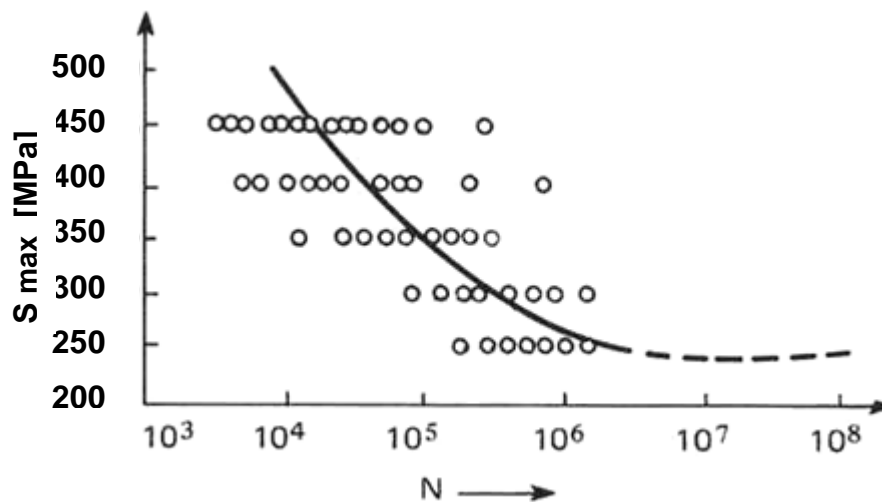


GRÁFICO 3.20 - Curva S-N.

FONTE: SOUZA (1982).

3.3.1 Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga em corpos de prova são normalmente realizados aplicando solicitações dos seguintes tipos:

- flexão rotativa (alternada);
- flexão plana (alternada, repetida ou pulsante);
- torção alternada;
- tração - compressão alternada, repetida ou pulsante.

Podem também se realizar ensaios biaxiais em que se sobrepõem solicitações biaxiais dos seguintes tipos:

- flexão alternada ou tração alternada;
- tração ou compressão biaxiais;
- torção alternada com tração estática.

Para efeitos comparativos, qualquer destes ensaios será satisfatório para obtenção de resultados de fadiga. Contudo, deve ser escolhido para cada tipo de serviço um tipo de ensaio adequado. Os ensaios biaxiais são mais caros que os uniaxiais, devido ao elevado custo de equipamentos e montagem. Por esse motivo os ensaios uniaxiais são muito mais utilizados na prática que os biaxiais, conforme Souza (1982).

Existem três tipos possíveis de corpos de prova para a realização do ensaio de fadiga. O

mais indicado é a própria peça ou um modelo ou protótipo, porém dependendo das dimensões da peça pode ser inviável devido à dificuldade de se obter um equipamento para realização de tal ensaio. Outro tipo de corpo de prova seria na forma de barras, chapas, tubos. Também podem ser usados corpos de prova usinados, destinados especificamente para a realização do ensaio. Estes corpos de prova podem apresentar um entalhe ou podem ser planos, conforme Souza (1982).

a) Ensaio de fadiga em corpos de prova sem entalhe

A forma do corpo de prova é determinada de acordo com o tipo de esforços que o material terá quando este estiver em operação; além disto depende também das normas que regem o ensaio de fadiga. As seções transversais mais utilizadas são a circular e a retangular, sendo que a parte útil que estará sob esforço apresenta uma secção reduzida em relação ao restante do corpo.

A FIG. 3.10 mostra alguns tipos de corpos de prova sem entalhes utilizados para a realização de ensaios uniaxiais.

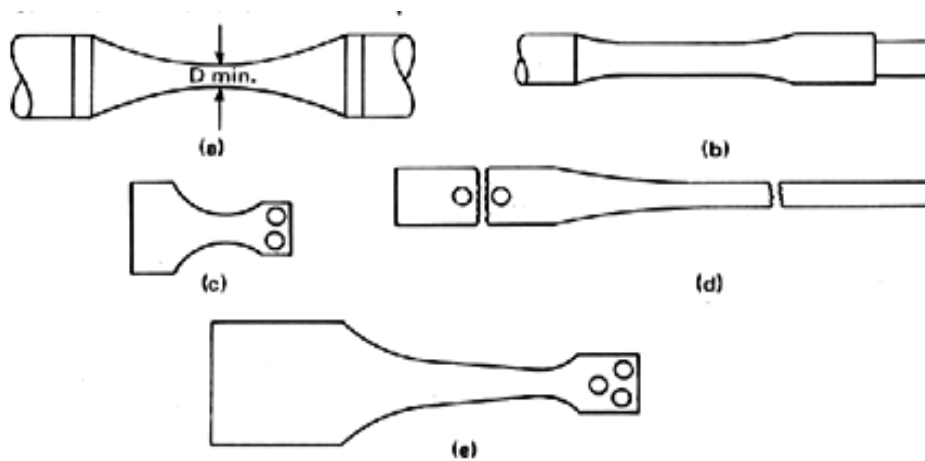


FIGURA 3.10 - Desenhos esquemáticos dos corpos de prova para ensaios de fadiga (a) e (b) fadiga por flexão rotativa, retirada de lâminas (d) chapas finas (e) chapas grossas. Onde (c),(d) e (e) usados para fadiga por tração - compressão e flexão plana.

FONTE: ASTM A 897 (2006).

b) Ensaio de fadiga em corpos de prova com entalhe

Os corpos de prova entalhados são ensaiados usualmente por flexão rotativa com o objetivo de comparar os resultados com corpos de prova de mesmo material sem entalhe, para estudo de alguns fatores que afetam a ruptura por fadiga dos materiais, tais como irregularidades superficiais e principalmente concentrações de tensões, conforme Souza (1982). Conseqüentemente, a maioria das trincas que levam a falhas por fadiga têm sua origem em posições localizadas na superfície, mais especificamente em regiões de concentração de tensão. Portanto foi observado que a vida à fadiga é especialmente sensível às condições e à configuração da superfície do corpo de prova, conforme Callister (2000).

No ensaio de fadiga utilizando os corpos de prova com entalhe, deve-se calcular o fator de concentração de tensão (K_t), provocado pelo entalhe. Segundo Roak (1975), a equação para cálculo de K_t (Eq. 3.1) para eixos sujeitos à flexão, é apresentada abaixo, com as constantes definidas na TAB. 12.

$$K_t = C_1 + C_2 \left(\frac{2h}{D} \right) + C_3 \left(\frac{2h}{D} \right)^2 + C_4 \left(\frac{2h}{D} \right)^3 \quad (3.1)$$

Onde:

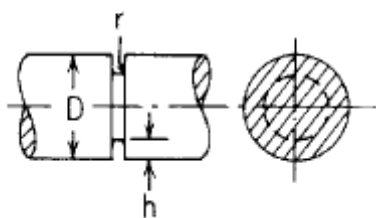


TABELA 12

Valores das constantes para o cálculo do K_t de eixos sujeitos à flexão.

	$0,25 \leq h/r \leq 2,0$	$2,0 \leq h/r \leq 50,0$
C_1	$0,455 + 3,354\sqrt{h/r} - 0,769h/r$	$0,935 + 1,922\sqrt{h/r} + 0,004h/r$
C_2	$0,891 - 12,721\sqrt{h/r} + 4,593h/r$	$-0,552 - 5,327\sqrt{h/r} + 0,086h/r$
C_3	$0,286 + 15,481\sqrt{h/r} - 6,392h/r$	$0,754 + 6,281\sqrt{h/r} - 0,121h/r$
C_4	$-0,632 - 6,115\sqrt{h/r} + 2,568h/r$	$-0,138 - 2,876\sqrt{h/r} + 0,031h/r$

FONTE: Koak (1975).

3.3.2 Comportamento à fadiga do ferro fundido nodular austêmperado

As propriedades à fadiga do ADI são fortemente influenciadas pela microestrutura da mesma forma que outras propriedades mecânicas. A microestrutura, por sua vez, depende do tratamento térmico que influencia na quantidade, no tamanho e na distribuição das fases presentes. A microestrutura também está intimamente relacionada com a solidificação, a qual define a morfologia da grafita (quantidade, tamanho e distribuição), e defeitos (porosidades, inclusões, segregações, partículas de segunda fase ou eutéticos).

As informações disponíveis sobre propriedades à fadiga do ADI e correlação com a microestrutura são escassas, como destacam Greno *et al.* (1998), Lin e Pai (1999), James e Wenfong (1999) e Dai *et al.* (2001). Keough (2002) chega a afirmar que muitas pesquisas são realizadas, mas não chegam a ser publicadas.

a) Fadiga de alto ciclo

Utilizando a abordagem em tensão, conforme TAB. 11, Lin *et al.* (1996) investigaram a influência da microestrutura nas propriedades à fadiga de alto ciclo de diversos tipos de ferros fundidos austêmperados destacando a influência da quantidade e morfologia da grafita e da quantidade de austenita retida. Os autores concluíram que o mecanismo de falha por fadiga de alto ciclo dos ferros fundidos nodulares, com e sem tratamento de austêmpera, envolve a decoesão dos nódulos de grafita, surgimento de microtrincas a partir dos nódulos, união de determinadas microtrincas com a trinca principal e propagação da trinca pela conexão entre os nódulos. A nucleação de trincas também foi observada nos defeitos de fundição, tais como, inclusões, microrrechupes e grafitas degeneradas. A FIG. 3.11 mostra a influência da grafita no limite de fadiga.

Os GRA. 3.21, 3.22, 3.23 e 3.24 mostram a influência da temperatura de austêmpera nos limite de resistência à fadiga, no alongamento, na dureza e na resistência à tração de corpos de prova em ADI com e sem entalhe. Observa-se que os valores máximos para a resistência à fadiga são obtidos para temperaturas de austêmpera em torno de 350°C. No processo de austêmpera a formação da ferrita ocorre por nucleação e crescimento, altas

temperaturas de austêmpera, acima de 350°C, propiciam uma ferrita grossa com maior volume percentual de austenita. A microestrutura resultante proporciona baixos limites de escoamento e resistência e elevada resistência à fadiga.

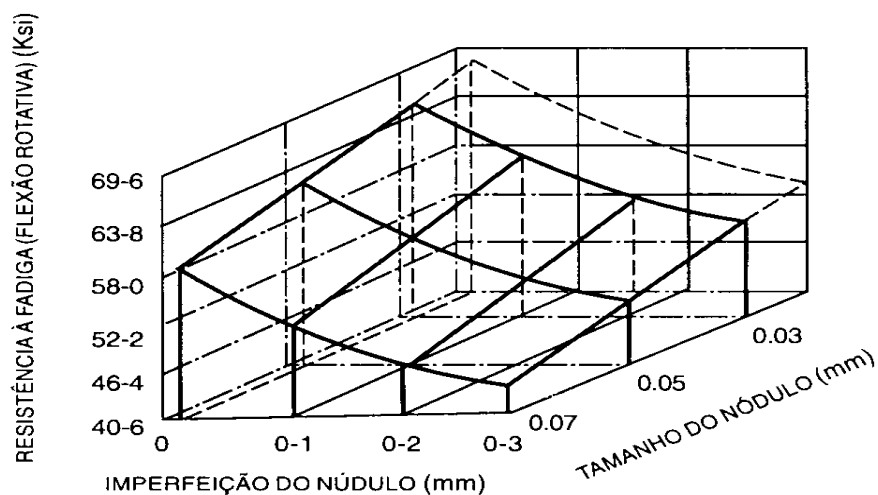


FIGURA 3.11 - Influência da forma e dimensão da grafita na resistência à fadiga por flexão rotativa.

FONTE: FULLER (1993) *apud* CARMO e DIAS (2001).

Baixas temperaturas de austêmpera, inferiores a 320°C, produzem ferrita fina e reduzem o volume percentual de austenita. Com esta microestrutura os limites de escoamento e de resistência são elevados, mas a resistência à fadiga é reduzida.

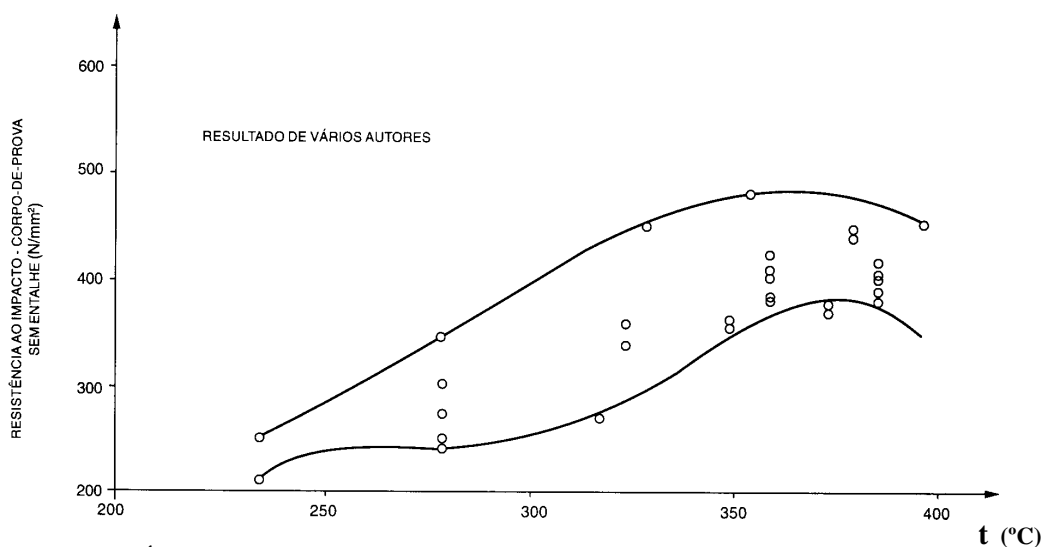


GRÁFICO 3.21 - Influência da temperatura de austêmpera na resistência à fadiga por flexão rotativa em corpo-de-prova sem entalhe.

FONTE: HARDING (1993) *apud* CARMO e DIAS (2001).

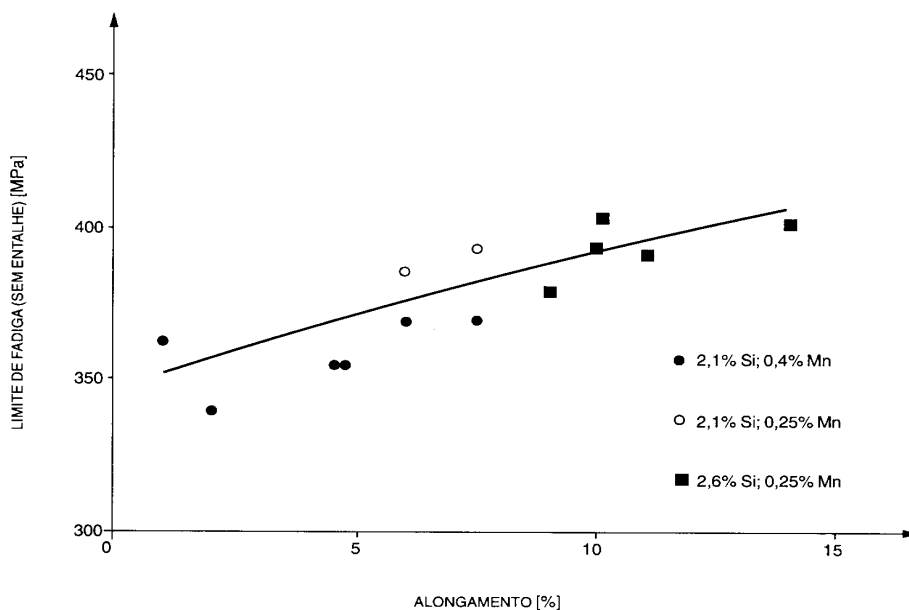


GRÁFICO 3.22 - Relação entre limite de resistência à fadiga, sem entalhe, e alongamento, obtida para três ligas de ADI.

FONTE: HARDING (1993) *apud* CARMO e DIAS (2001).

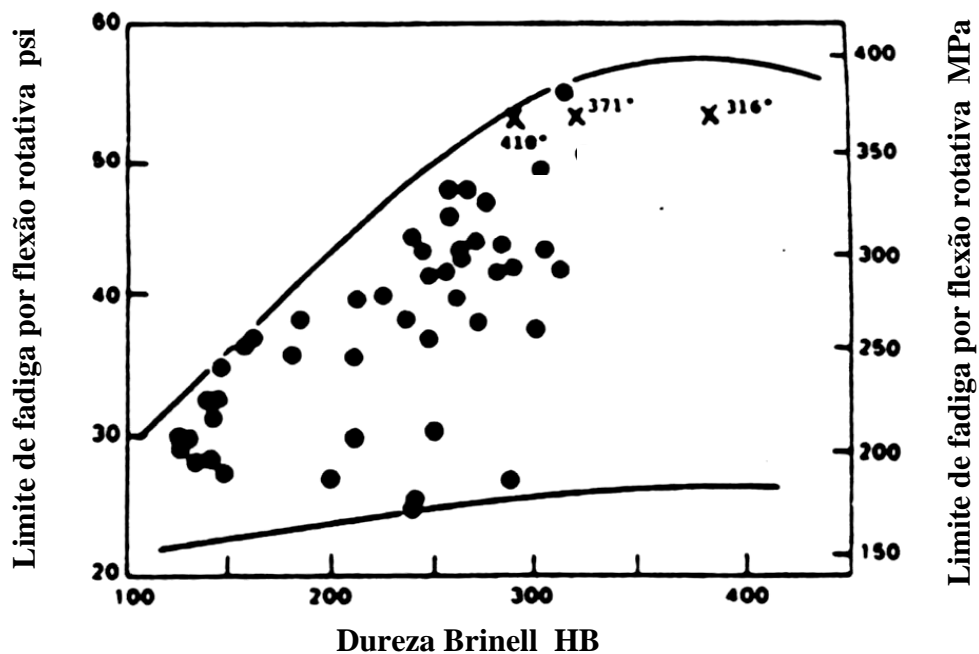


GRÁFICO 3.23 - Limite de fadiga por flexão rotativa versus dureza.

FONTE: Hayrynen (1995)

Na maioria dos materiais, a resistência à fadiga aumenta com a resistência à tração

enquanto que no nodular austêmperado ocorre o inverso, como mostra o GRA.3.21. Este fato foi confirmado por Fuller (1993), que realizou testes com diversas composições e várias temperaturas de austêmpera, cujos resultados são apresentados no GRA.3.22. No entanto, Hayrynen (1995) estudando o comportamento da resistência à fadiga para ADIs relativamente puros, verificou aumento da resistência à fadiga com o aumento da dureza como apresentado no GRA. 3.23.

O ADI apresenta uma sensibilidade ao entalhe moderada, aproximadamente 1,6 sendo que aços com resistência à fadiga similar apresentam um fator de sensibilidade ao entalhe em torno de 2,2 a 2,4.

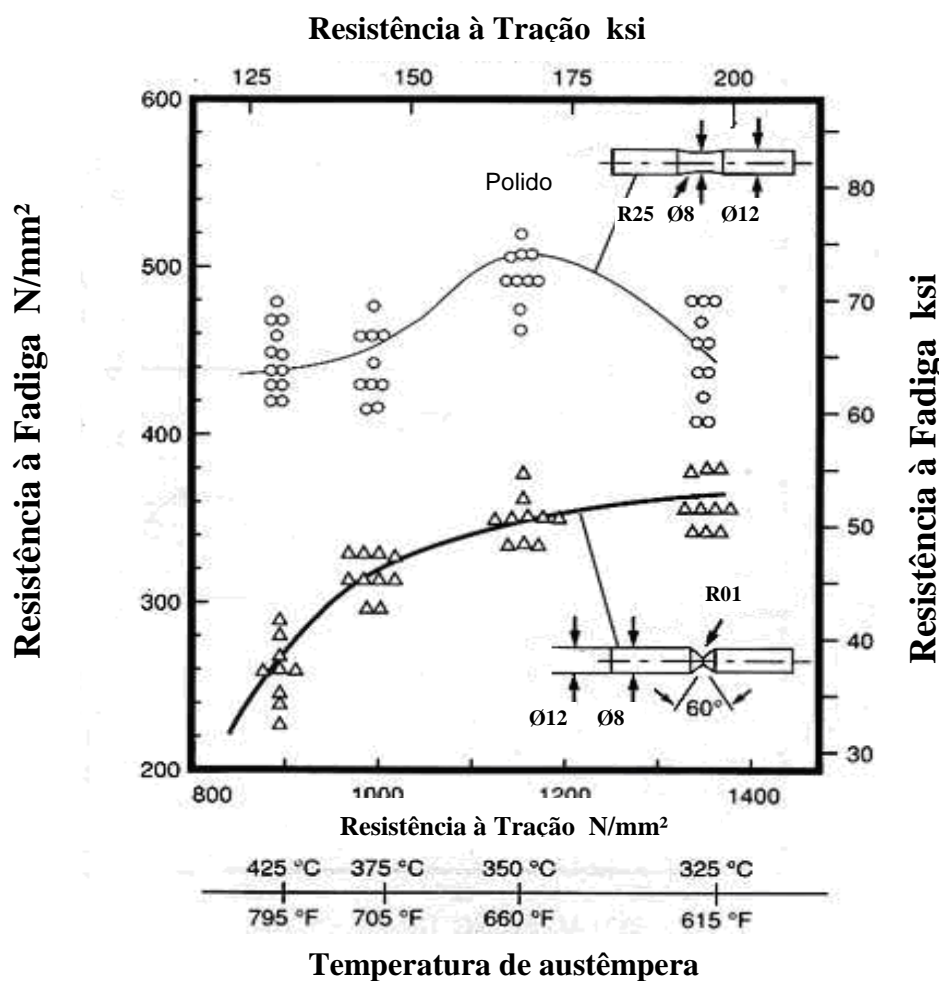


GRÁFICO 3.24 - Influência da temperatura de austêmpera no limite de resistência à fadiga e à tração.

FONTE: ADI (1998).

b) Influência do tempo de austêmpera na resistência à fadiga

Como visto anteriormente, o tempo de manutenção na austêmpera determina as reações que ocorrerão e os microconstituintes que irão compor a microestrutura, o que influenciará as propriedades do material.

No ADI, a redução do tempo de austêmpera, proporciona um aumento da vida à fadiga, apresentado na TAB 13. Observa-se, que a vida à fadiga a 495 MPa foi mais elevada para o material ADI-T2, em torno de 50% maior que o material ADI-T1. No entanto, a diferença básica entre o ADI-T1 e o ADI-T2, é o tempo de austêmpera, o que pode ter levado a uma menor estabilidade da austenita do material ADI-T2 devido ao menor teor de carbono, proporcionando uma maior susceptibilidade à deformação e ou transformação de fase, conforme Dias (2006). Os resultados confirmam a afirmativa de Lin et al. (1996) a respeito do benefício das tensões residuais sobre a resistência à fadiga de alto ciclo, provocadas pela deformação da austenita ou pela transformação para martensita.

TABELA 13

Influência do tempo de austêmpera no ensaio de fadiga por flexão rotativa no ADI.

Amplitude de tensão	Parâmetros	ADI-T1	ADI-T2
495 MPa	Média (ciclos)	136 065,8	208 661,7
	Variância (ciclos)	43 343,8	60 894,8

Notas:

- 1) Austenitização 1,5 horas de manutenção à 900°.
- 2) ADI T1 austêmpera 1,5 horas de manutenção à 360°.
- 3) ADI T2 austêmpera 0,6 horas de manutenção à 360°.

FONTE: DIAS (2006).

c) Tratamentos de deformação da superfície

O tratamento de austêmpera empregado na fabricação do ADI pode produzir pequenas tensões residuais na superfície, o que propicia ao material excelente tenacidade à fratura e resistência à fadiga. Outro fator é a habilidade do ADI em resistir ao início da

formação da trinca pelo processo de fadiga, que pode ser melhorada substancialmente através da indução de tensões compressivas na superfície do material depois de tratado termicamente. Estas pequenas tensões podem ser facilmente substituídas por forças compressivas aplicadas ao material por tratamentos superficiais que causem suficiente deformação para provocar transformação induzida da austenita estabilizada. O ADI aparece atualmente como um substituto tanto do aço forjado quanto do ferro fundido nodular na produção de virabrequins, pois apresenta um aumento considerável na resistência à fadiga provocado por tratamentos de superfície como rolagem e jateamento como apresentado no GRA. 3.25 e TAB. 14.

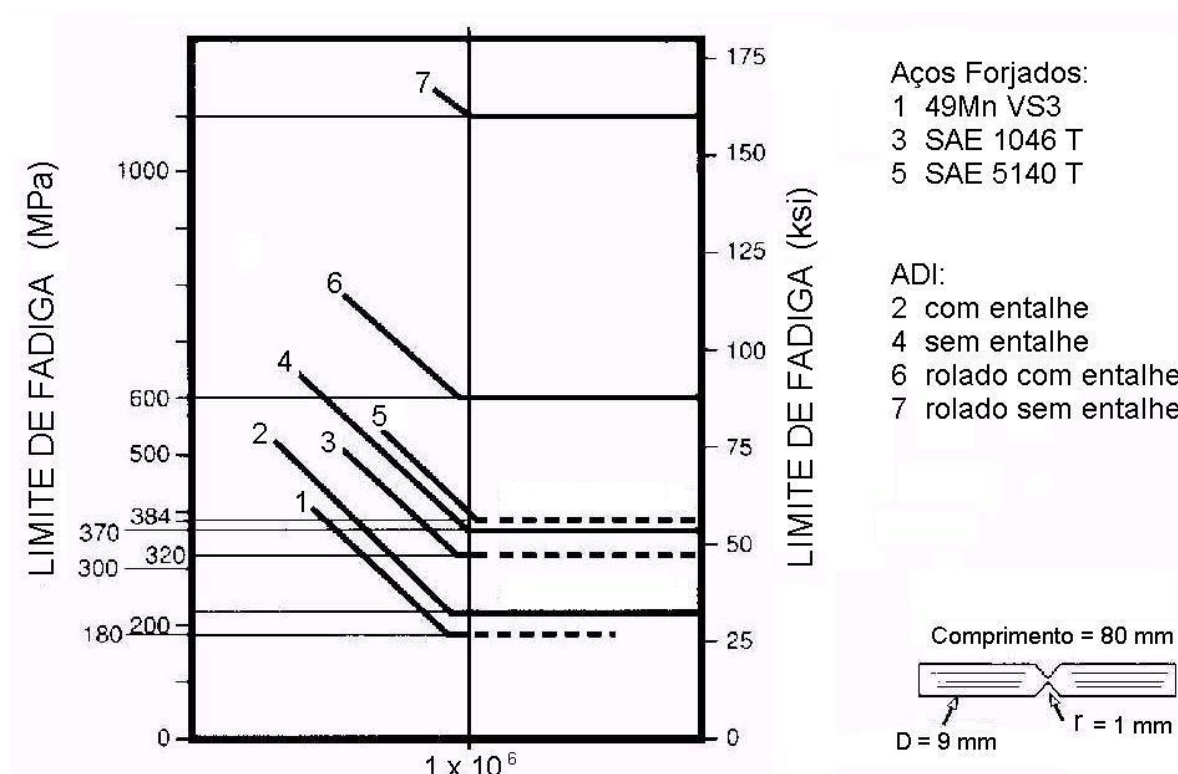


GRÁFICO 3.25 - Comparação entre as propriedades à fadiga do ADI e diferentes classes de aços forjados.

FONTE: ADI (1998).

TABELA 14

Efeito do tratamento térmico de austêmpera e do tratamento superficial na resistência à fadiga por flexão de eixos virabrequim.

Material/Processo	Limite de fadiga (MPa)
Ferro fundido nodular, bruto de fundição	207
Ferro fundido nodular, bruto de fundição, rolado	669
Ferro fundido nodular, austêmperado (ADI)	414
Ferro fundido nodular, austêmperado (ADI), rolado	986
Aço - 1046, temperado e revenido	331

FONTE: ADI (1998).

O GRA. 3.26 enfatiza a relação entre a temperatura de austêmpera e o limite de resistência à fadiga para corpos de prova em ADI submetidos a tratamentos superficiais. Nota-se o aumento acentuado do limite de fadiga para temperaturas de austêmpera acima de 315°C.

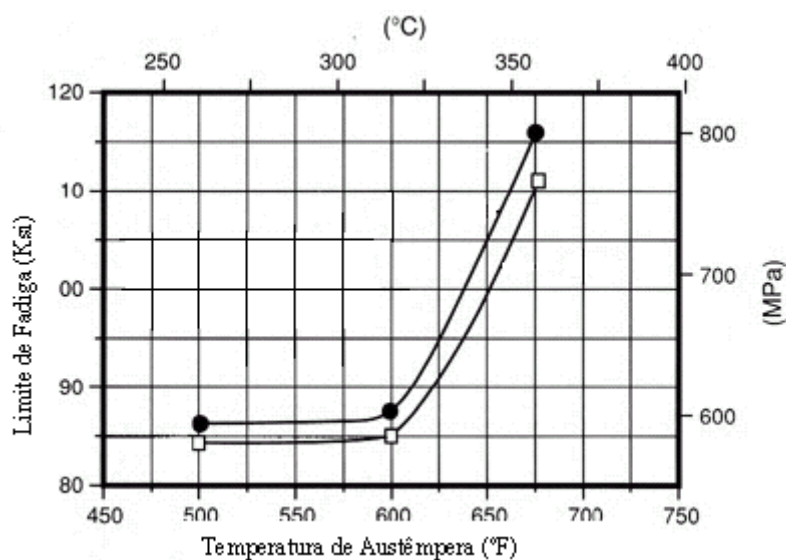


GRÁFICO 3.26 - Relação entre limite de resistência à fadiga de ADI jateado (*peened*) e temperatura de austêmpera.

FONTE: ADI (1998).

Sabe-se que a estabilidade mecânica da austenita presente no ADI depende basicamente do teor de carbono e do nível de tensão ou deformação. Considerando que a austenita no ADI se apresenta com diferentes teores de carbono é razoável considerar que a mesma possa transformar-se em martensita quando sujeita a deformações elevadas provocadas por tratamentos superficiais ou usinagem. A presença de austenita retida ou metaestável no ADI o torna susceptível ao encruamento e à transformação de fase induzida por deformação. Estas tensões inibem a formação de trincas, o que leva a uma melhoria significativa na resistência à fadiga. A transformação parcial da austenita em martensita produz, ainda, aumento local de volume, criando tensões compressivas no material transformado. A transformação de fase ocorrida nestas regiões é acompanhada por deformação plástica, atuando benéficamente sobre os estágios de nucleação e crescimento das trincas, conforme Dias (2006). Acredita-se também que o crescimento da trinca de fadiga possa ser retardado pela ocorrência desta transformação, na região próxima da trinca, favorecendo o fenômeno de fechamento da trinca por deformação plástica e provocando o relaxamento das tensões na ponta da trinca, segundo Lin *et al.* (1996). Desta forma, os tratamentos superficiais neste material têm duplo efeito, ou seja, o ADI beneficia-se das tensões compressivas geradas pelo tratamento superficial e das tensões geradas pela transformação da austenita em martensita, conforme Meneses *et al.*

Garin e Mannheim (2003) investigaram a transformação da austenita retida em martensita em nodulares austêmperados deformados a frio, confirmando-a por difração de raios-X. A FIG. 3.12a mostra o difratograma de estrutura bruta de fundição e a FIG. 3.12b o difratograma do material após 20% de deformação à frio. É evidente, a redução da intensidade relativa do pico correspondente ao plano (111) da austenita na amostra deformada.

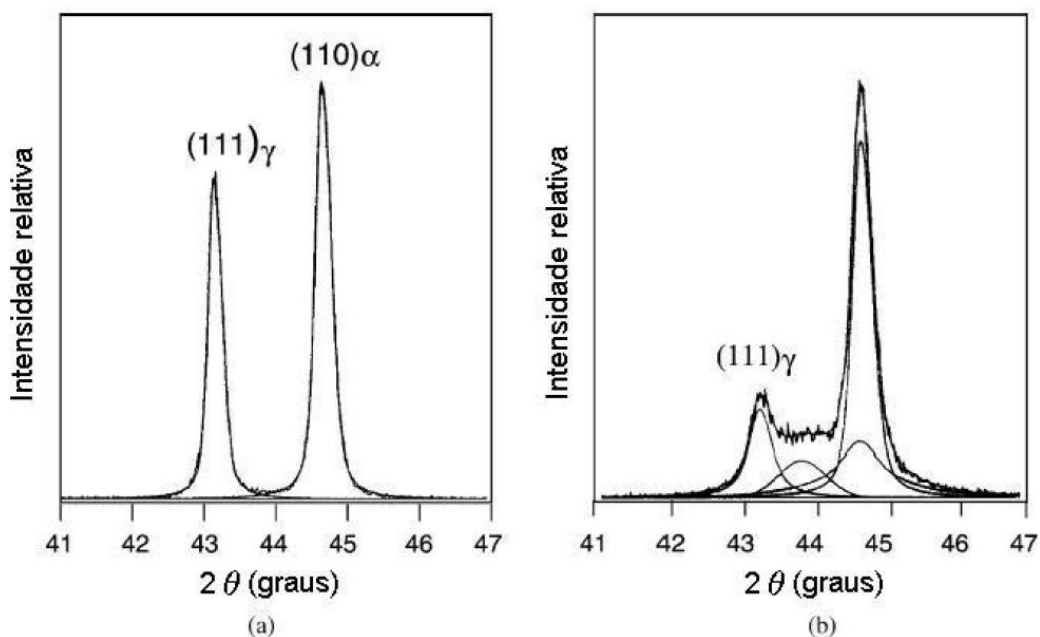


FIGURA 3.12 - Difratomogramas de (a) ausferrita sem trabalho a frio, (b) ausferrita com 20% de deformação a frio. Os picos inferiores sem identificação correspondem martensita induzida.

Fonte: GARIN e MANNHEIM (2003) *apud* DIAS (2006).

3.3.3 Comportamento à fadiga de eixos virabrequins em ADI

A Ford realizou testes com virabrequins em ADI durante 3 anos e concluiu que eles atenderam a critérios de projeto, conforme Fuller (1993) e Harding (1993). Os resultados são apresentados na TAB. 15. A Chrysler, conforme Chang (1991) e Panasiewicz (1991), comparou o comportamento à fadiga de virabrequins de vários materiais e concluiu que o virabrequim em ADI apresentou resistência à fadiga superior ao ferro fundido convencional e ao aço SAE 1050, como mostra a TAB. 16, mesmo quando se compara o aço e o ADI com o mesmo nível de dureza. O estudo de virabrequins em ADI realizados pela Manchester Materials Science Center, Inglaterra, conforme Harding (1993), mostraram uma redução de peso de 10% e uma economia de 30%.

TABELA 15
Limite de resistência à fadiga de virabrequins.

Tipo de ensaio de fadiga	Limite de resistência à fadiga (MPa)
Deformação com amplitude constante	380
Flexão rotativa	450
Flexão alternada	415
Flexão alternada em corpo de prova rolado (<i>fillet rolling</i>)	620

FONTE: www.ductile.org/didata/section

TABELA 16
Comportamento à fadiga de virabrequins em aço e ferro fundido, submetidos a roletagem. Ensaio de fadiga por flexão alternada.

Material	Carga suportada (inch/pounds)	Carga suportada em relação ao ADI	Dureza (HB)
Ferro fundido nodular	4930	68,84%	244
Aço SAE 1050 (A)	4743	66,22%	229
Aço SAE 1050 (B)	4811	67,17%	229
Aço (B) por extrapolação	6533	91,22%	311
ADI	7162	100,0%	311

FONTE: COSTA e DIAS (1995)

Apresenta-se na FIG. 3.13 uma máquina industrial específica para rolagem de virabrequins.



FIGURA 3.13 - Máquina comercial para rolagem de virabrequins.
FONTE: VACCARI (1990)

Apresentam-se nas FIGS. 3.14 e 3.15, exemplos de eixo virabrequim fabricado em ADI.



FIGURA 3.14 - Eixo virabrequim para compressor fabricado em ADI
(primeira produção em 1972), da empresa “Wagner Castings and Tecumsen
Products”.

FONTE: DEFOIRDT (1991).

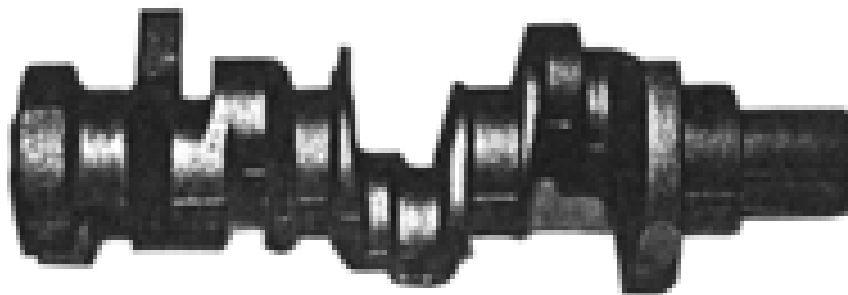


FIGURA 3.15 - Eixo virabrequim convertido de aço forjado para ADI, redução de custo de 30%. Melhor antivibração, resistência ao desgaste, resistência e menor peso. Ford Motor Co.

FONTE: DEFOIRDT (1991).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado foi extraído de virabrequins em ferro fundido nodular, fabricados em condições industriais pela Thyssen Fundições S/A., segundo o modelo TF 8193.1, mostrado na FIG. 4.1, conforme a metodologia a seguir.



FIGURA 4.1 - Virabrequim modelo TF 8193.1. Massa bruta de fundição de 22 kg.

FONTE: THYSSEN FUNDIÇÕES S/A.

4.1 Tratamento térmico de austêmpera

O ciclo de tratamento térmico de austêmpera foi determinado baseado nos dados levantados na revisão bibliográfica, ficando definido com um aquecimento à 900 °C com manutenção de 1,5 horas, posteriormente sendo transferido para o resfriamento em banho de sais à temperatura de 370 °C por 1,5 horas e finalmente transferido para resfriamento e limpeza em um tanque de água à 60 °C. A temperatura de 370°C foi escolhida por ser indicada em diversos trabalhos devido à maior resistência à fadiga que atribui ao material e por proporcionar melhores condições de usinabilidade.

O tratamento térmico de austêmpera, foi realizado em cinco peças conjuntamente colocadas na posição vertical dentro de um cesto. Foi utilizado para o aquecimento, um forno industrial tipo cadinho marca Oriental Engineering, modelo P50120, Japão, cujo diâmetro é de 500mm e altura de 750mm, dotado com sistema de circulação forçada do ar, para a homogeneização da temperatura no interior do cadinho. No momento em que

foi inserido o cesto com os virabrequins, o forno já se encontrava homogeneizado à temperatura de 900°C, conforme FIG. 4.2.



FIGURA 4.2 - Carregamento do cesto com cinco peças dentro do forno.

As cinco peças permaneceram nesta temperatura por um período de 1,5 horas, sendo transferidas para o forno de resfriamento em banho de sais à temperatura de 370°C, permanecendo por 1,5 horas conforme FIG. 4.3 A e B. O segundo forno é do mesmo fabricante que o do primeiro, sendo o modelo SPE 50120, com cadinho de diâmetro de 1,2m e 800mm de profundidade. Utilizou-se na austêmpera, sal marca HEF do Brasil tipo LTDS com ponto de fusão de 170°C e temperatura de aquecimento máxima de 500°C.

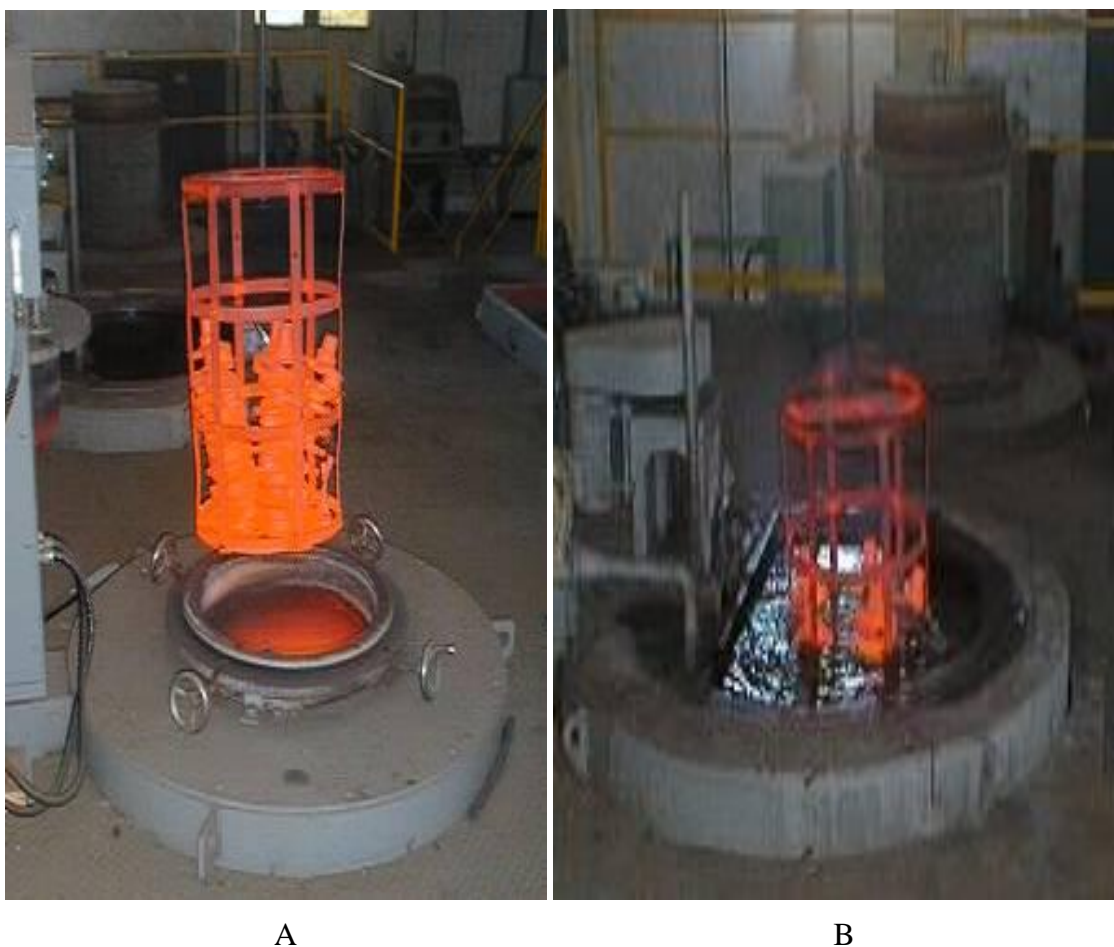


FIGURA 4.3 A) Retirada do cesto do forno de aquecimento, B) Mergulho do cesto no banho de sais.

O cesto, depois de retirado do forno a banho de sais, foi transferido para limpeza em um tanque com água à 60°C agitada por sopro de ar comprimido. Permaneceu nesta condição por aproximadamente 10 minutos, conforme FIG. 4.4 A e B. O tanque usado para a limpeza tem mesma marca e fabricante dos fornos citados. A limpeza tem por objetivo retirar o sal aderido, evitando a corrosão das peças e equipamentos e protegendo os operadores do contato com o sal, que é nocivo à saúde.

O tempo normal do tratamento térmico seria de 02 horas, sendo reduzido para 1,5 horas, conforme dados levantados na revisão bibliográfica, com os seguintes objetivos:

- reduzir em 25% o tempo de permanência, gerando economia no setor produtivo e aumento de produção;
- obter uma estrutura ausferrítica menos estável, para facilitar a deformação por rolagem do material, conforme visto na revisão bibliográfica.



A

B

FIGURA 4.4 A) Retirada do cesto do banho de sais, B) Mergulho do cesto no tanque de lavagem.

4.2 Preparação dos corpos de prova

Na preparação dos corpos de prova de fadiga utilizou-se um torno mecânico para a usinagem e foi feita uma preparação cuidadosa na superfície, com lixa 600, até que não houvesse nenhum risco transversal, que possivelmente poderia provocar uma nucleação de trinca que diminuiria o número de ciclos, até a fratura. Os corpos de prova para ensaios mecânicos foram usinados da mesma forma, e obedeceram às medidas previstas na norma ASTM A 897 (2006).

Retiraram-se dois corpos de prova, em cada flange do virabrequim, para ensaio de fadiga por flexão rotativa no estado austêmperado, como mostra a FIG. 4.5, com seus respectivos desenhos conforme as FIG. 4.6 e 4.7.

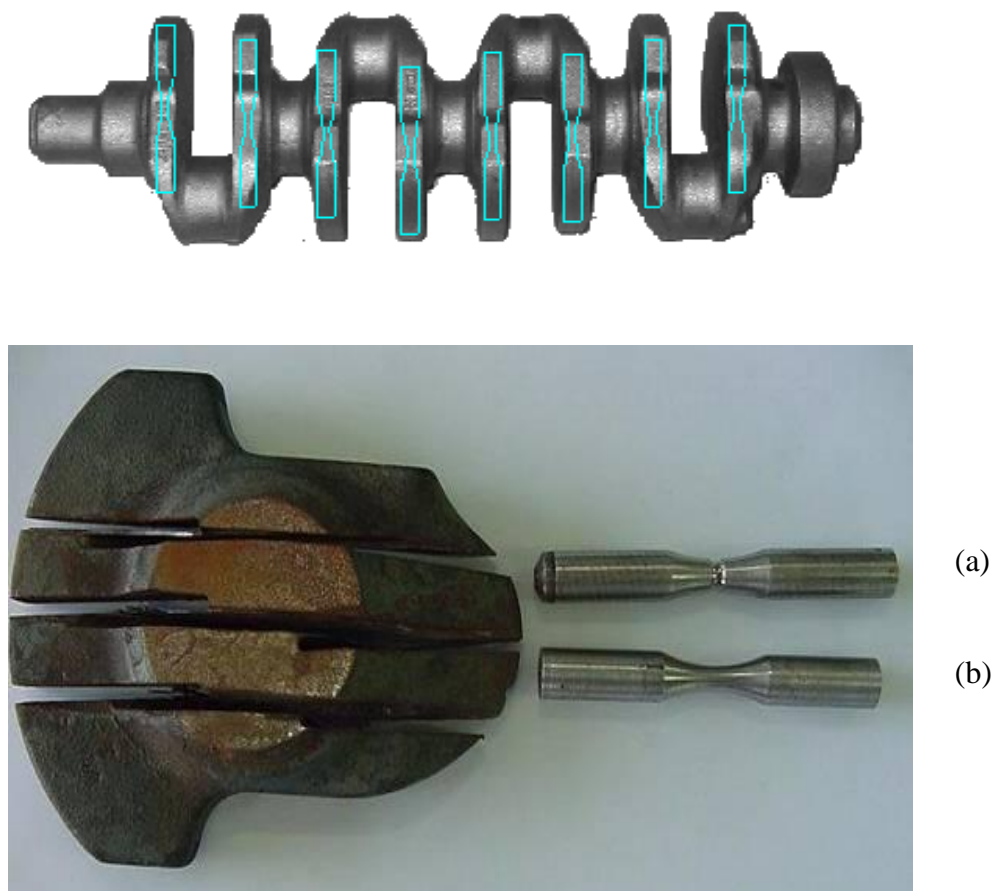


FIGURA 4.5 - Posição dos corpos de prova retirados dos virabrequins.

(a) Corpo de prova para ensaio de fadiga, com canal para a rolagem.

(b) Corpo de prova para ensaio de fadiga, sem canal para a rolagem.

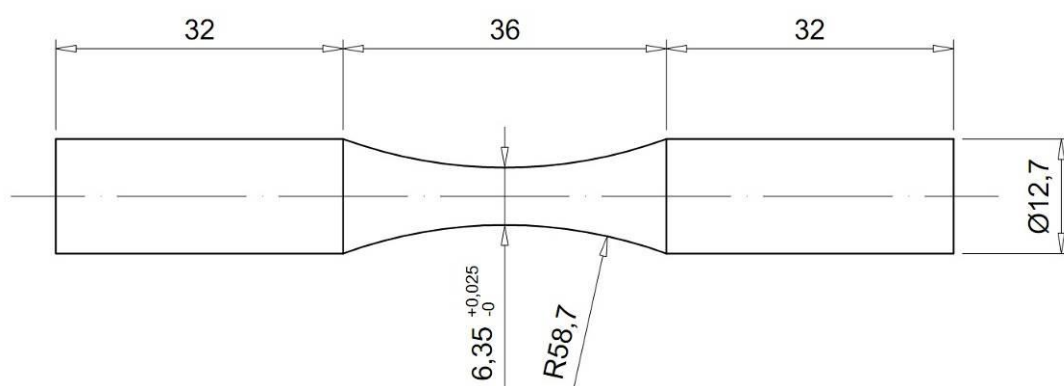


FIGURA 4.6 - Corpo de prova para ensaio de fadiga, sem a rolagem.

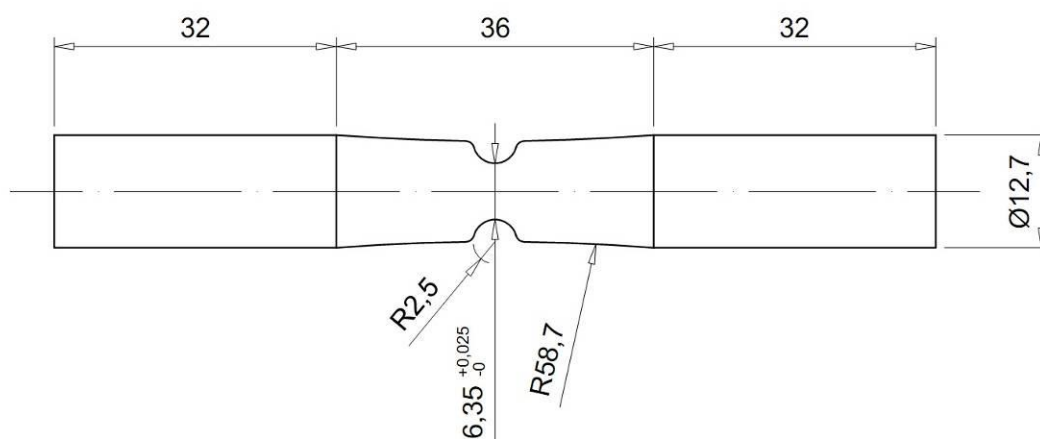


FIGURA 4.7 - Corpo de prova para ensaio de fadiga, com canal para a rolagem.

4.3 Ensaio mecânicos e metalográficos

Foram realizados os ensaios de dureza e de resistência à tração com determinação da resistência ao escoamento e alongamento, conforme a norma ASTM A 879 (2006).

A microestrutura dos virabrequins foi examinada por microscopia ótica e foi possível analisar através do software de análise de imagem HLImage2001 e planilha eletrônica do EXCEL o tamanho da grafita, o número de nódulos por mm^2 e o grau de nodularização. A variação da forma da grafita é medida pelo grau de nodularidade, que indica qual o percentual de esfeirodização da mesma. Uma grafita totalmente esférica tem grau de nodulização de 100%.

4.4 Ensaio de Fadiga por Flexão Rotativa

Para obtenção das curvas S-N foram ensaiados um total de 66 corpos de prova, sendo 21 corpos de provas para a curva sem a rolagem, trabalhando com um nível de tensão entre 350 a 650 MPa e 18 corpos de prova para a curva S-N com os corpos de prova que passaram pelo processo de rolagem, variando o nível de tensão entre 450 a 600 MPa. Foi calculado o limite de fadiga através do método Escada, conforme Souza (1982), utilizando as equações 4.1 e 4.2. Para o método Escada foram ensaiados 17 corpos de prova, sem a rolagem, variando a tensão entre 400 a 450 MPa. Para os corpos de prova com rolagem, no método de escada foram ensaiados 10 corpos de prova, variando a

tensão entre 460 a 475 MPa, com variação (degrau) de 5 MPa.

$$L.F. = S + d * \left(\frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right) \quad (4.1)$$

$$\delta = 1,620 * d * \left(\frac{N * B - A^2}{N^2} + 0,029 \right) \quad (4.2)$$

Onde:

n_i = número de corpos de prova ensaiados no método de escada que romperam ou que não romperam, o evento que acontecer em menor número;

L.F = Limite de fadiga;

S = Valor da amplitude de tensão para $i = 0$, ou seja, o menor valor da tensão escolhida dentre os corpos de prova do evento escolhido no item anterior. *

d = é o incremento fixo, crescente ou decrescente do método “escada”. No caso do presente trabalho, $d = 5$ MPa;

$$A = \sum i * n_i ;$$

$$N = \sum n_i ;$$

δ = desvio padrão;

$$B = \sum i^2 * n_i .$$

O sinal negativo (–) da expressão (4.1) é usado quando se consideram os corpos de prova rompidos e o sinal positivo (+), para a análise baseada nos corpos de prova não rompidos. Esse método nos indica o valor do limite de fadiga médio.

O equipamento utilizado para o ensaio de fadiga por flexão rotativa é uma máquina de fadiga rotativa modelo RBF – 200 fabricada por FATIGUE DYNAMICS, Inc., conforme FIG. 4.8. O ensaio consiste em submeter a um esforço de flexão simples um corpo de prova de seção circular que gira a uma velocidade de rotação constante.

* Tomam-se os valores de tensão trabalhados no método de escada em ordem crescente a partir de S, atribuindo um novo valor de i somado de 1 para cada nova tensão. Os índices destas fórmulas serão plenamente entendidos na exemplificação da apresentação dos resultados nos itens seguintes.

O corpo de prova encontra-se engastado numa extremidade e na outra extremidade livre é aplicada a carga estática que provoca a flexão. Nesta máquina a carga é aplicada por intermédio de uma alavanca, o que tem a vantagem de permitir variar a carga apenas por deslocamento de um peso.

De acordo com a FIG. 4.8, a carga (G) desloca-se ao longo da viga (F), o que faz variar a carga P. O momento fletor aplicado na seção central do corpo de prova é dado pela na equação 4.3. Devido à rotação do corpo de prova à velocidade constante o ciclo de tensões aplicado é alternado semelhante a uma onda senoidal, conforme FIG. 4.8. A tensão máxima nas fibras externas é calculada pela equação 4.4.

$$M = P \times d \quad (4.3)$$

$$\sigma_{m\acute{a}x} = \frac{M}{W} \quad (4.4)$$

Onde:

$\sigma_{m\acute{a}x}$ = Tensão normal máxima;

M = Momento aplicado ao corpo prova;

W = Módulo de resistência à flexão na seção crítica;

d = deslocamento da carga (G)

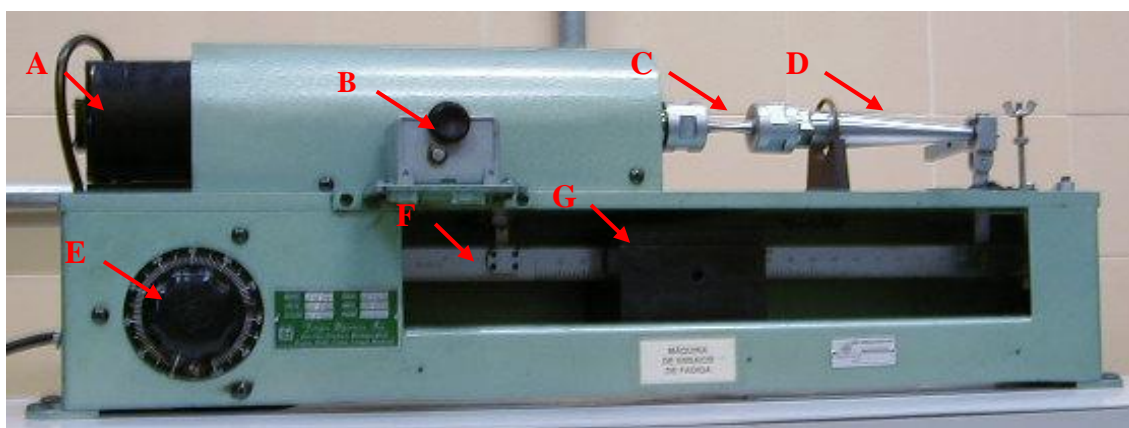


FIGURA 4.8 - Máquina de Ensaio de Fadiga por Flexão Rotativa – Modelo RBF-200

A→ Motor (modelo 2M145) - B→ Contador de ciclos - C→ Corpo de prova D→ Braço carregador - E→ Reostato de velocidades - F→ Viga graduada - G→ Peso

Cada fibra do corpo de prova está submetida ao ciclo de tensões do FIG. 4.9 com a tensão a oscilar entre um valor máximo de tração e um valor mínimo de compressão.

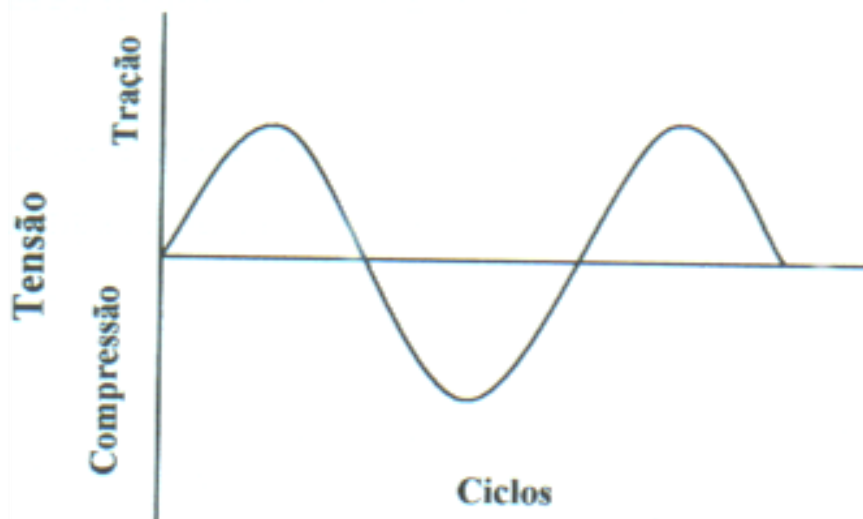


FIGURA 4.9 - Ciclo de tensão alternada, senoidal.

4.5 Rolagem dos Corpos de Prova

Para a realização da rolagem nos corpos de prova de fadiga foi projetado e construído um dispositivo, conforme FIG. 4.10, e projeto no APÊNDICE I.

Observa-se que o mesmo é constituído de duas roldanas, de aço temperado e revenido, uma sobre a outra, tensionadas por uma mola helicoidal, gerando uma deformação no sentido radial da área útil do corpo de prova. A mola aplica sobre as roldanas uma força de 800 N durante a rolagem dos corpos de prova. A tensão da mola foi especificada após a determinação do coeficiente de elasticidade da mola e do cálculo do momento realizado pelos braços do dispositivo, que são pivotados por dois parafusos presos a uma base central que será fixada no castelo do torno mecânico.



FIGURA 4.10 - Dispositivo para rolagem de corpos de prova.

A FIG. 4.11 apresenta o dispositivo montado no torno mecânico realizando o trabalho de rolagem nos corpos de prova.



FIGURA 4.11 - Rolagem de corpos de prova no torno mecânico.

Para o ensaio de fadiga utilizando os corpos de prova com entalhe, calcular-se o fator de concentração de tensão (K_t), provocado pelo entalhe. A equação para cálculo de K_t , conforme a revisão bibliográfica, é a Eq 3.1, utilizando-se os dados da TABELA 12.

$$K_t = C_1 + C_2 \left(\frac{2h}{D} \right) + C_3 \left(\frac{2h}{D} \right)^2 + C_4 \left(\frac{2h}{D} \right)^3 \quad (3.1)$$

4.6 Ensaio de Microdureza

Foram realizados os ensaios de microdureza nos corpos de prova de flexão que passaram pelo processo de rolagem. Os ensaios foram realizados em duas regiões, na região deformada pela rolagem, dentro do entalhe, e na região sem a deformação, no corpo do corpo de prova, conforme os desenhos nas FIG. 4.6 e 4.7 . O equipamento a ser utilizado é um microdurômetro com cabeçote motorizado, modelo HMV – 2T, código 344-04154-22, marca SHIMADZU - JAPÃO, conforme FIG. 4.12. Os ensaios realizados foram na escala VICKERS, HV, com carga de 4,903 N, e tempo de 01 minuto de aplicação da carga.



FIGURA 4.12 - Microdurômetro SHIMADZU

5. APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS

5.1 Composição química e estrutura metalográfica

A composição química obtida nos virabrequins estudados antes dos tratamentos é apresentada na TAB. 17. Os valores encontrados são típicos de um ferro fundido nodular, conforme o item 3.2.2, da revisão bibliográfica.

TABELA 17
Composição química obtida nos virabrequins

Composição Química	C	Si	Mn	S	Cu	Ni	Mo	P	Mg
%	3,45	2,35	0,10	0,006	0,50	1,00	0,20	0,02	0,035

A análise metalográfica foi realizada em diferentes corpos de prova retirados de parte das peças conforme a FIG. 5.1.

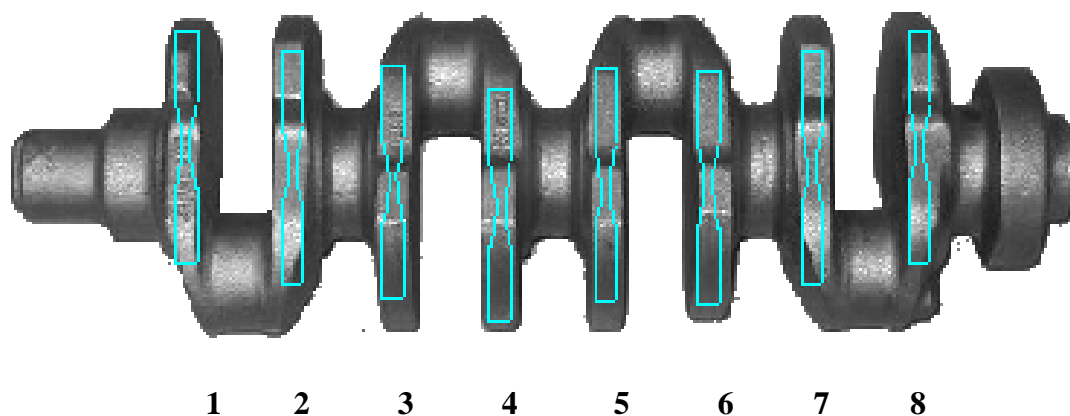
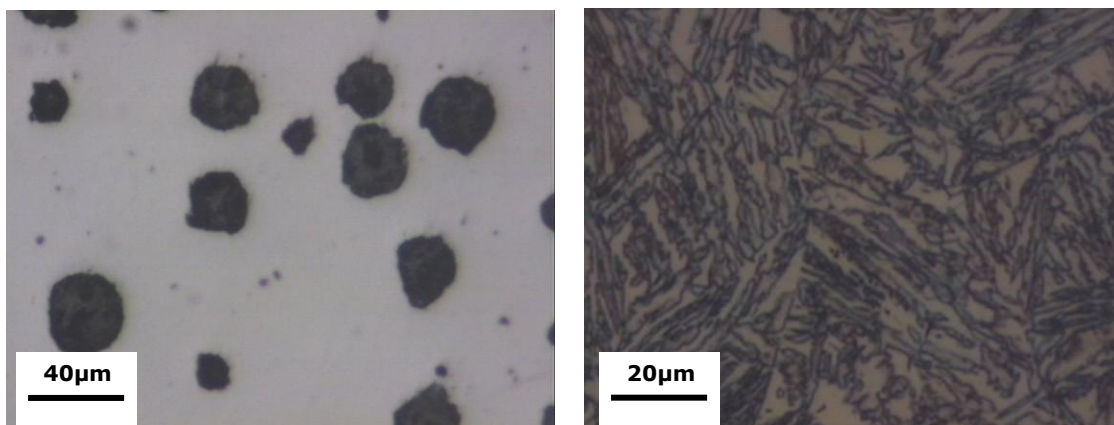


FIGURA 5.1 - Identificação dos corpos de prova, para análise metalográfica e ensaio de fadiga, por flange.

Os corpos de prova são identificados por um número e uma letra. O número é referente ao flange da peça (oito flanges) e a letra referente à peça de origem (foram utilizadas cinco peças de A à E). Os resultados das análises metalográficas do material são apresentados nas FIG. de 5.2 a 5.5. Em cada figura pode-se visualizar aspectos da mesma amostra com e sem o ataque químico. O reagente químico utilizado nas análises,

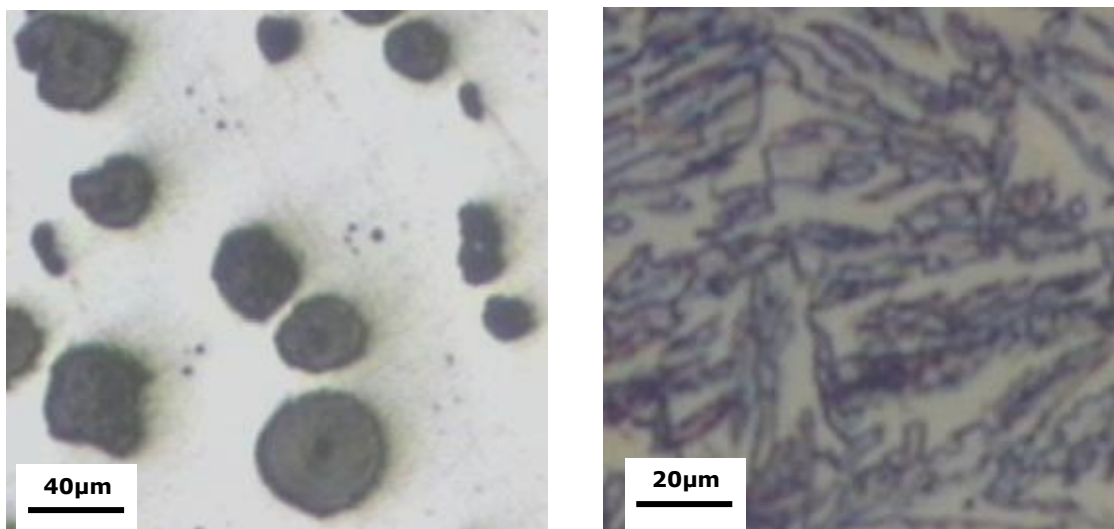
foi o NITAL 3%. Nas figuras (a) é observada a amostra sem o ataque, com o objetivo de analisar a morfologia da grafita, e nas figuras (b) é observada a amostra com ataque, o que possibilita a análise da matriz metálica.



a)

b)

FIGURA 5.2 - Amostra 1. A apresentando: a) aspecto da grafita presente na amostra sem ataque; b) aspecto da matriz metálica.



a)

b)

FIGURA 5.3 - Amostra 1. B apresentando: a) aspecto da grafita presente na amostra sem ataque; b) aspecto da matriz metálica.

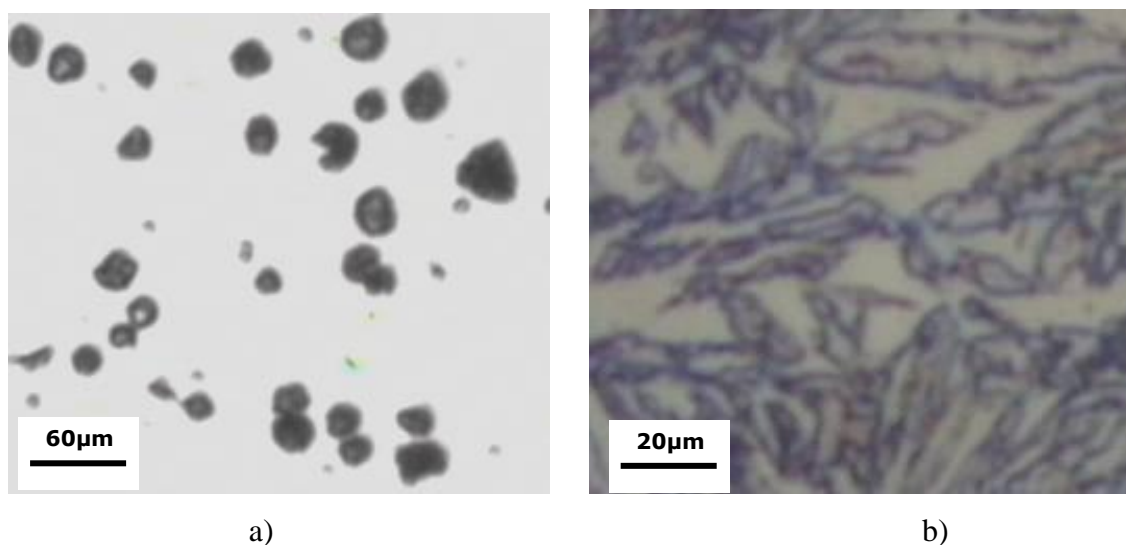


FIGURA 5.4 - Amostra 8. A apresentando: a) aspecto da grafita presente na amostra sem ataque; b) aspecto da matriz metálica.

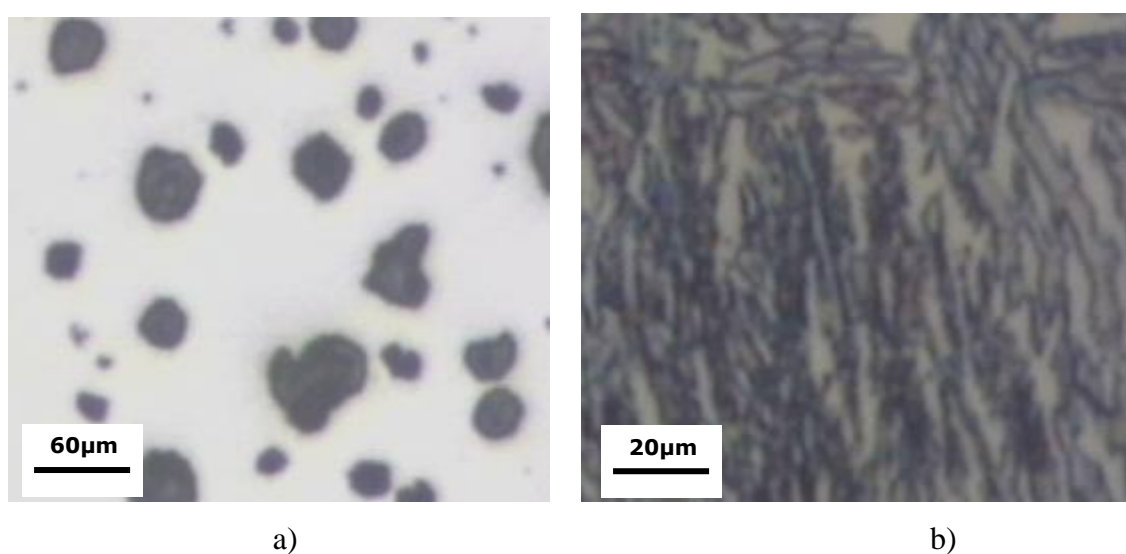


FIGURA 5.5 - Amostra 8. E apresentando: a) aspecto da grafita presente na amostra sem ataque; b) aspecto da matriz metálica.

A análise das FIG 5.2 a 5.5, indica que o material apresenta matriz ausferrítica homogênea e uma estrutura nodular da grafita com certo grau de heterogeneidade. Utilizando o software HImage 2001, avaliou-se tal heterogeneidade, bem como seus resultados quanto à forma, quantidade e tamanho da grafita que são apresentados na TAB. 18. A variação da forma da grafita é medida pelo grau de nodularidade, que indica qual o percentual de esfeirodização da mesma. Uma grafita totalmente esférica

tem grau de nodulização de 100%.

TABELA 18
Análise da grafita

Corpo de prova	1.A	8.A	8.E
Nódulos de grafita / mm ²	292	367	304
Grau de nodularidade	88,22%	91,95%	90,53 %
Tamanho da grafita (ASTM A 247)	tamanho 6	tamanho 6	tamanho 6
	46,1%	30,4%	50,1%
	tamanho 7	tamanho 7	tamanho 7
	35,7%	52,4%	33,6%

Esses resultados indicam que o material apresenta a qualidade necessária a um nodular base para o tratamento de austêmpera. Os resultados do flange 1 e flange 8 mostram que a estrutura está homogênea em toda a peça, verificado pela extremidade das mesmas. Nas FIG. 5.2, 5.3, 5.4 e 5.5 é possível observar a típica microestrutura ausferrítica que atende à normalização (ASTM A 897/2006).

5.2 Resultados de ensaios mecânicos

São apresentados os resultados de ensaio de tração, ensaio de fadiga e ensaio de microdureza.

5.2.1 Ensaio de tração

Apresentam-se na TAB. 19 os valores de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento de dois corpos de prova retirados dos virabrequins e submetidos a ensaios de tração. O limite de escoamento convencional foi determinado à 0,2% conforme ASTM A 897/2006.

TABELA 19
Limite de resistência, escoamento e alongamento após austêmpera

Corpos de Prova	Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)
5.C	848	649	7,4
6.E	849	720	7,2

5.2.2 Ensaio de fadiga por flexão rotativa em corpos de prova sem rolagem

O limite de fadiga foi determinado utilizando-se o método Escada (Eq. 4.1 e 4.2) determinando a vida infinita do material, quando o mesmo, suporta mais de 5×10^6 ciclos.

São apresentados os resultados do ensaio de fadiga dos corpos de prova sem a rolagem na TAB. 20. A partir destes resultados então, obteve-se a curva S-N, conforme GRA. 5.1.

As TAB. 21 e 22 auxiliam a utilização do método Escada para cálculo do limite de resistência à fadiga. Estão em negrito os valores dos números de ciclos dos corpos de prova que superam a vida infinita, conforme definido anteriormente.

TABELA 20

Resultados do ensaio de fadiga com corpos de prova sem rolagem utilizados na construção da Curva S-N.

NÚMEROS DE CICLOS	AMPLITUDE DE TENSÃO (MPa)
1,3000E+04	650
1,0500E+04	650
2,5200E+04	600
2,0900E+04	600
2,0700E+04	600
4,8900E+04	550
4,7400E+04	550
4,7000E+04	550
1,3690E+05	500
1,2250E+05	500
7,3980E+05	450
2,8660E+05	450
9,3100E+04	450
5,7609E+06	400
5,5636E+06	400
5,5524E+06	400

Aplicando-se estes dados nas Eq. 4.1 e 4.2 tem-se a determinação do limite de resistência à fadiga de 438,93 MPa, com desvio padrão de 27,35 MPa. Os valores obtidos para o limite de resistência à fadiga estão dentro da faixa citada pela literatura conforme TAB. 1, GRA. 3.21, 3.22 e 3.23.

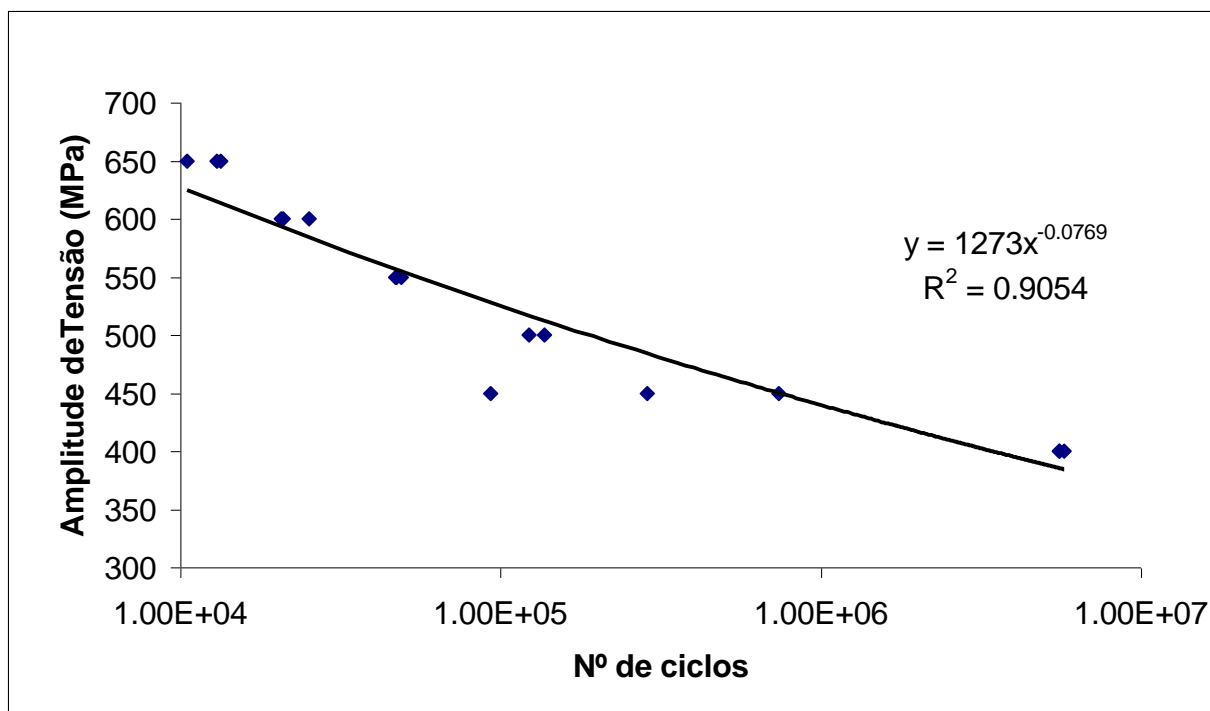


GRÁFICO 5.1 - Curva S-N dos corpos de prova sem rolagem.

TABELA 21

Resultados do ensaio de fadiga com corpos de prova sem rolagem, para obtenção do limite de fadiga pelo método Escada.

NÚMERO DE CICLOS				AMPLITUDE DE TENSÃO (MPa)
7,892E+06				425
6,786E+06	4,953E+05			430
5,991E+06				435
6,000E+06	5,198E+06			440
5,914E+06	5,438E+06	1,386E+06	2,491E+05	445
1,241E+06	2,715E+05			450

Negrito – valores que atingiram a vida infinita.

TABELA 22

Dados para o cálculo do limite de resistência à fadiga pelo método Escada.

Amplitude de Tensão [Mpa]	i	ni (não romperam)	i.ni	i ² .ni
425	0	1	0	0
430	1	1	1	1
435	2	0	0	0
440	3	0	0	0
445	4	3	12	48
450	5	2	10	50
Σ	-	7	23	99

5.2.3 Ensaio de fadiga por flexão rotativa em corpos de prova com rolagem

Apresenta-se os resultados do ensaio de fadiga, dos corpos de prova com a rolagem na TAB. 23. A partir destes resultados obteve-se a curva S-N, conforme GRA. 5.2.

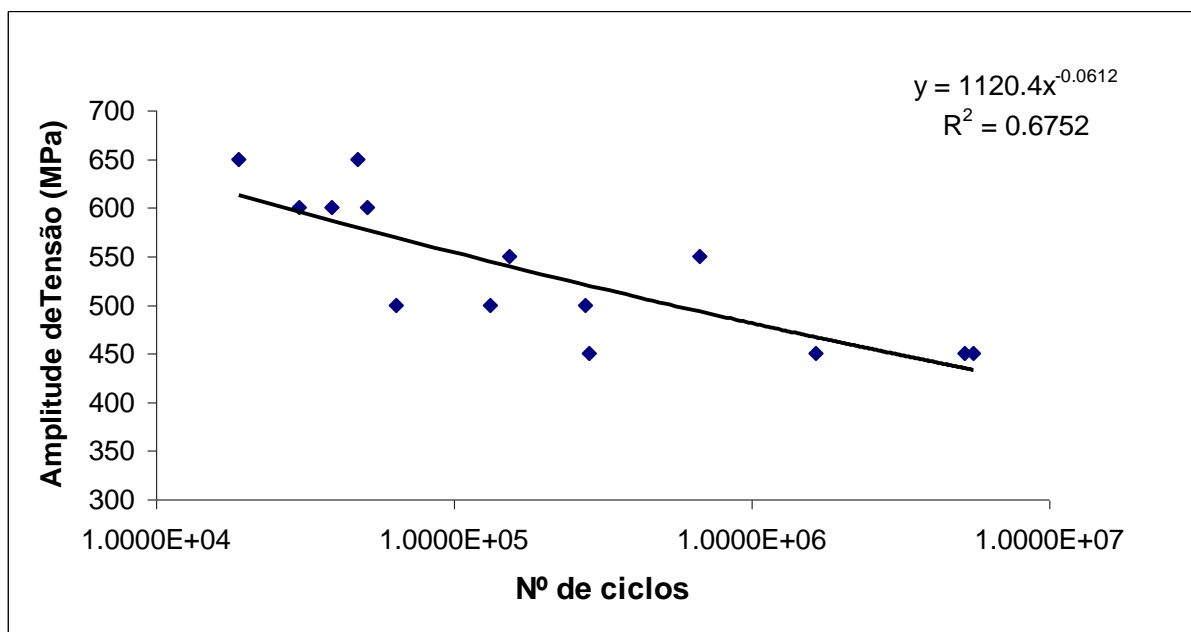


GRÁFICO 5.2 - Curva S-N dos corpos de prova com rolagem.

TABELA 23

Resultados do ensaio de fadiga em corpos de prova com rolagem utilizados na construção da Curva S-N.

NÚMERO DE CICLOS	AMPLITUDE DE TENSÃO (MPa)
4,7500E+04	650
1,8900E+04	650
5,1100E+04	600
3,9000E+04	600
3,0201E+04	600
1,5330E+05	550
6,6770E+05	550
1,3290E+05	500
2,7590E+05	500
6,4100E+04	500
5,1881E+06	450
2,8410E+05	450
1,6478E+06	450
5,5421E+06	450

São apresentados nas TAB. 24 e 25, os resultados obtidos no ensaio de fadiga dos corpos de prova utilizados para a determinação do limite de fadiga pelo método Escada.

TABELA 24

Resultados dos ensaios de fadiga após rolagem dos corpos de prova , para obtenção do limite de fadiga pelo método Escada.

NÚMEROS DE CICLOS				AMPLITUDE DE TENSÃO [MPa]
2,302E+05	5,664E+06			460
3,731E+06	6,245E+06	2,670E+06	2,073E+05	465
4,187E+05	1,828E+05	5,690E+05	4,755E+05	470

Negrito - valores que atingiram a vida infinita.

TABELA 25

Dados para o cálculo do limite de resistência à fadiga pelo método Escada.

Tensão	i	ni (não romperam)	i.ni	i ² .ni
460	0	1	0	0
465	1	1	1	1
470	2	0	0	0
Σ	-	2	1	1

Na TAB. 24 estão em negrito os valores dos números de ciclos dos corpos de prova que superam o valor da vida infinita e não se romperam. Aplicando-se estes dados nas equações 4.1 e 4.2 tem-se a determinação do limite de resistência à fadiga de 465 MPa, com desvio padrão de 2,26 MPa.

Considerando o efeito da concentração de tensão causado pelo entalhe no corpo de prova confeccionado para a rolagem, temos um valor de concentração de tensão (K_t), calculado conforme a Eq. 3.1, de $K_t = 1,30$. Multiplicando o valor de K_t pelos valores da TABELA 23 determina-se o limite de resistência à fadiga de 604,50 MPa, com desvio padrão de 2,94 MPa. O efeito da rolagem no limite de fadiga simples e no limite

de fadiga considerando a concentração de tensão, pode ser constatado no GRA. 5.3.

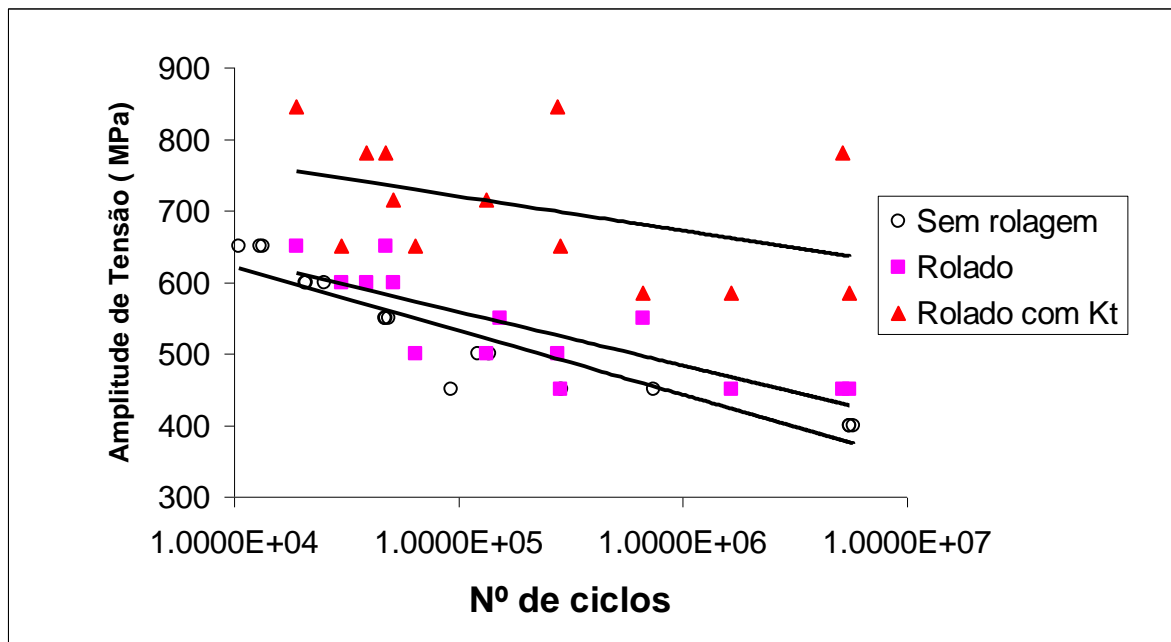


GRÁFICO 5.3 - Gráfico comparativo entre as curvas S-N sem rolagem, rolado e rolado utilizando o K_t .

Ao comparar os valores obtidos conforme a GRA. 5.3, verifica-se que a rolagem no ADI proporcionou um aumento de 5,94% no limite de resistência à fadiga, sem considerar a concentração de tensão. Considerando a concentração de tensão em função de entalhe no corpo de prova, temos um aumento de 37,72% do limite de fadiga em relação ao corpo de prova sem rolagem.

5.2.4 Ensaio de microdureza

Nos ensaios metalográficos não foi possível mostrar como ocorreu a influência da rolagem na resistência à fadiga. Então, realizou-se a microdureza nos corpos de prova que passaram pelo processo de rolagem com o objetivo de verificar o possível encruamento superficial do material. Utilizou-se a escala de dureza Vickers HV com carga de penetração de 4,903 N. Os pontos de dureza foram feitos na superfície deformada pela rolagem (parte interna do corpo de prova) e na região sem deformação,

ao longo da parte externa do corpo de prova. Para a realização dos ensaios de microdureza foi necessário usinar a parte externa dos corpos de prova, facilitando assim o acesso do penetrador à parte central (interna) onde ocorreu a rolagem, conforme a FIG. 5.13.

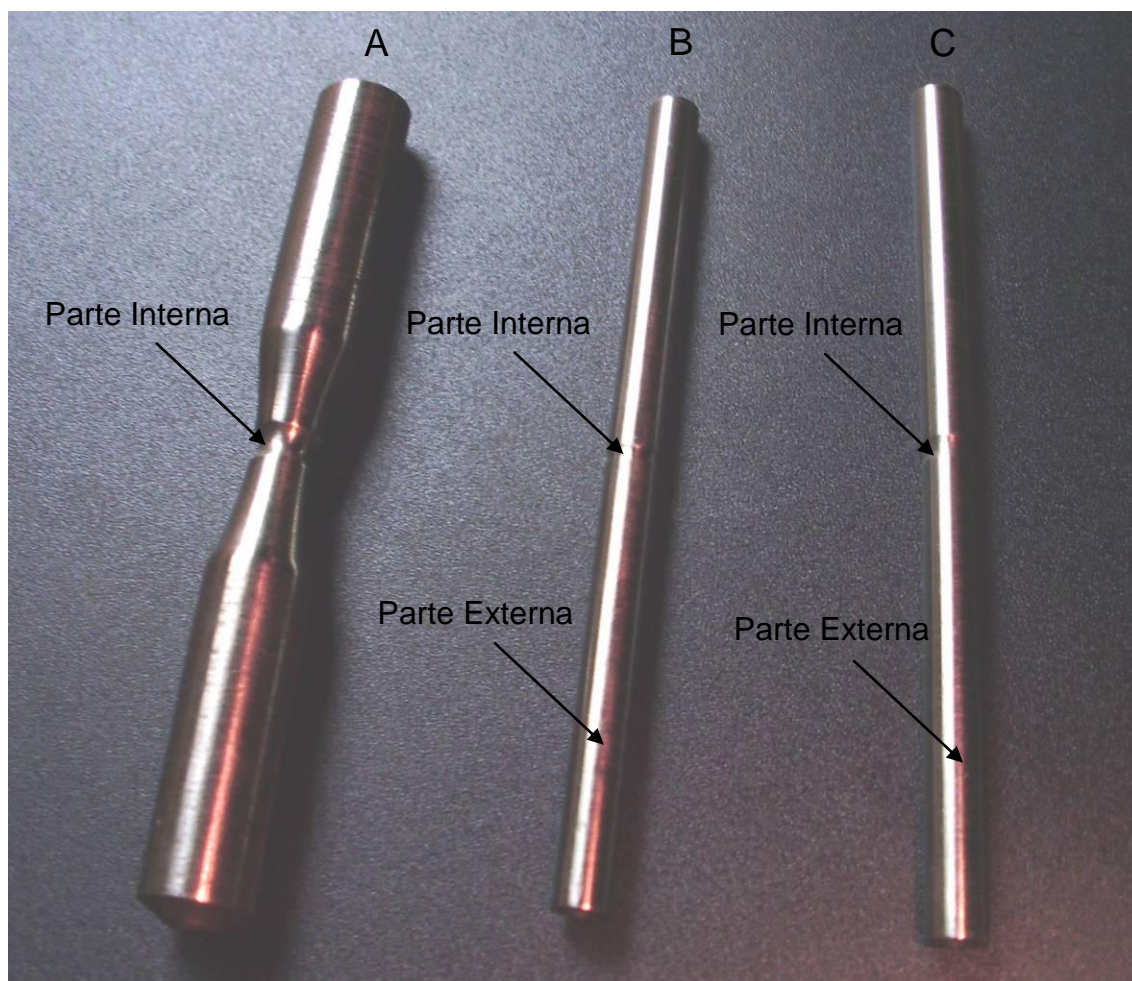


FIGURA 5.6 - Corpos de prova para realização do ensaio de microdureza.

A) Corpo de prova original antes da usinagem.

B e C) Corpos de prova usinados para atingirmos a parte interna.

Na TAB. 26 apresentam-se os resultados do ensaio de dureza Vickers em dois corpos de prova.

TABELA 26
Valores de dureza Vickers HV

CP	8.A		8.E	
Pontos	Parte Interna (HV)	Parte externa (HV)	Parte Interna (HV)	Parte externa (HV)
1	455	324	385	311
2	455	355	394	326
3	458	380	405	350
4	518	385	416	360
5	518	403	423	364
6	523	418	472	365
7	0	0	480	404
Média	488	378	425	354

Nos GRA. 5.4 e 5.5 tem-se a comparação dos valores de dureza Vickers HV, na região deformada pela rolagem e na região externa do corpo de prova.

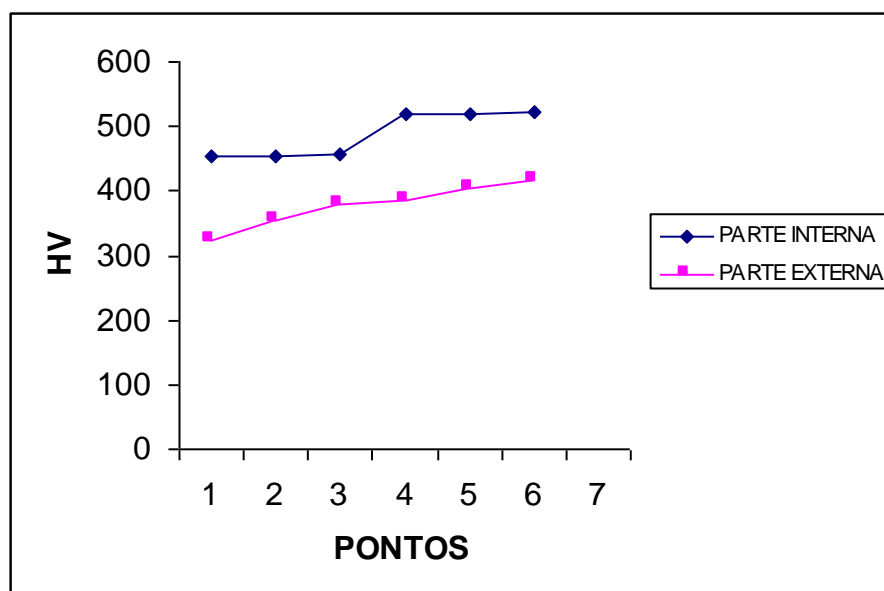


GRÁFICO 5.4 - Gráfico comparativo de dureza HV do corpo de prova 8.A.

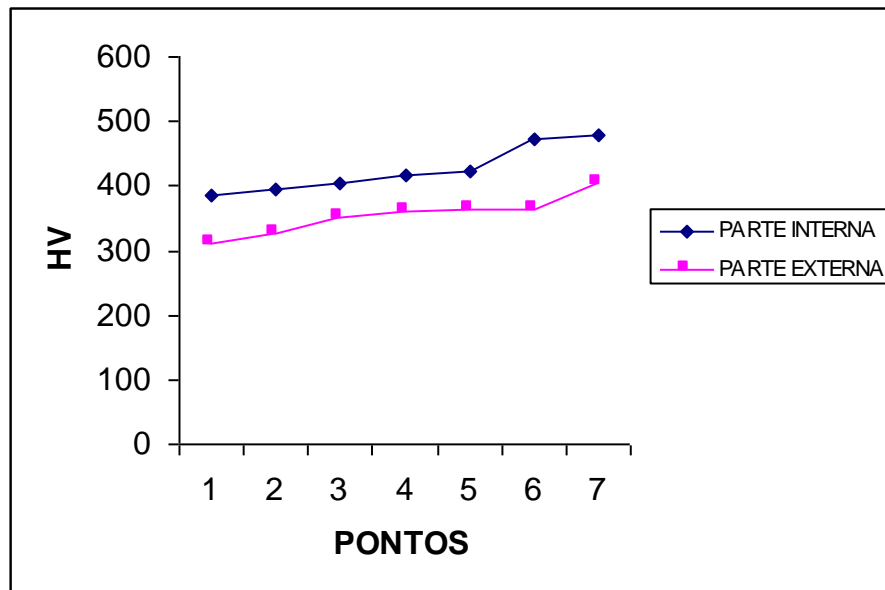


GRÁFICO 5.5 - Gráfico comparativo de dureza HV do corpo de prova 8.E.

A diferença de dureza entre a parte interna e a parte externa dos corpos de prova analisados é de 22,62% e 16,64% nas amostra 8.A e 8.E, respectivamente. Isso pode indicar a ocorrência de encruamento na região rolada, mesmo considerando os erros referentes ao ensaio de microdureza.

6. CONCLUSÕES

A revisão bibliográfica realizada mostra a superioridade do nodular austêmperado em relação às classes de aços concorrentes quanto à resistência à fadiga. Assim peças como eixos virabrequins, que são também fabricados em aços forjados, representam grande potencial para o ADI, o que já vem sendo fabricado por algumas empresas.

Comparando com os dados iniciais do tratamento térmico indicados pela literatura, obteve-se uma redução de 25% do tempo de tratamento de austêmpera realizados.

O nodular austêmperado apresentou resposta bastante positiva com um aumento de 5,94% da resistência à fadiga na aplicação da rolagem na superfície dos corpos de prova, e com a consideração da concentração de tensão por causa do entalhe nos corpos de prova rolados, obtivemos um aumento significativo de 37,72% sobre os valores sem rolagem.

Com os resultados encontrados, considero ser adequado a implantação do processo de produção do ADI na linha de fabricação de virabrequins, para a empresa que forneceu as peças.

7. SUGESTÃO PARA NOVOS TRABALHOS

A otimização do processo de produção do virabrequim em ADI depende da compreensão dos mecanismos que ocorrem para a fratura por fadiga. Como visto o ADI pode superar o aço forjado e apresenta um aspecto incomum aos outros materiais que é o aumento da resistência à fadiga para classes de ADI de menores resistência à tração e ao escoamento. O entendimento do porquê isto acontece pode auxiliar na aplicabilidade do material.

O aumento da resistência à fadiga com o encruamento deve estar relacionado com a capacidade de endurecimento da austenita. O levantamento dos parâmetros que alteram esta capacidade e a adequação do processo de produção neste sentido poderia ser uma investigação de interesse.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABIFA (2002). Fundição no Brasil. Fundição & Matéria Primas, março/ abril, p. 26 – 38.

ADI, Austempered Ductile Iron. (1998). In: Ductile iron data for design engineers, section IV QIT-Fer & Titane. Disponível em<<http://www.ductile.org/didata/section4>> Acesso em: 20 jun. 2002.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A 247 Standard test method for evaluating the microstructure of graphite in iron castings. West Conshohocken, 2010. V.01.02.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A 536. Standard specification for ductile iron castings. West Conshohocken, 2009. P 297-301. V.01.02.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A 644; Standard terminology relative to iron castings. West Conshohocken, 1998. P 565-570. V.01.02.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A 897; Standard specification for austempered ductile iron castings. West Conshohocken, 2006. V.01.02.

BANNANTINE, J. A.; COMER, J.J.; HANDROCK, J.L. (1990). Fundamentals of metal fatigue analysis. Prentice Hall.

BAUMER, Ivo; GUEDES, L.C. (1989), Ferros fundidos nodulares bainíticos - efeitos da temperatura e do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas. Metalurgia. São Paulo: ABM,v. 45, n. 383, p. 1018 – 1027.

CARMO, Denilson José do; DIAS, José Felipe. (2001), Ferro fundido nodular austêmperado ADI. Itaúna MG: SENAI-DR MG. ISBN 85 7466 056 6.

CALLISTER, William D. Jr. (2000), *Ciência e Engenharia de Materiais Uma Introdução*. LTC Livros Técnicos e Científicos Editora S.A.

CHANG, N.S.; GRUPKE, C.C.; TARAJOS, J.M. (1991), *Machinability evaluation of austempered ductile iron of automotive crankshaft application*. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, Chicago. Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 271 – 287.

CHRIST, R.J. (1991) *The status of world wide specifications for austempered ductile irons*. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, Chicago, 12 a 14 mar 1991. Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 549 – 566.

COSTA, E. e DIAS, J.F. (1995), *Desenvolvimento do processo de obtenção do ADI: uma experiência vivida pelo CEFET*. In: CONGRESSO NACIONAL DE FUNDIÇÃO, 1995, São Paulo. Anais.São Paulo: ABIFA, p.175-183.

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

DEFOIRDT, Ir.F. (1991), *Research, development and industrial applications of ADI at Ferromatrix Foundries*. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, Chicago. Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 113 – 128.

DIAS, J. F. (2006). *Estudo do comportamento à fadiga em ferro fundido nodular austêmperado (ADI) sujeito a carregamento de amplitude variável*. Tese (Doutorado em Engenharia de Estruturas) - Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.

DIAS, J.F. Costa E. (1995), *Desenvolvimento do Processo de Obtenção do ADI- Uma Experiência Vivida pelo CETEF*. CONGRESSO NACIONAL DE FUNDIÇÃO; Associação Brasileira de Fundição São Paulo 1995. P 177-183.

DORAZIL, E.; HOLZMANN, M. (1991), Fracture behavior of austempered ductile iron. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, Chicago. Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 32 – 66.

ELLIOTT, ROY. (1988) Cast iron technology. London: Butterworths, 244p. il

FASH, J. & SOCIE, D.F. (1982). Fatigue behaviour and mean effects in grey cast iron. International Journal of Fatigue, July, p. 137-141.

FULLER, A.G. (1993), Prospects for ADI. In: Congresso Nacional de Fundição, São Paulo. ABIFA, p. 1 – 18.

GARIN, J. L.; MANNHEIM, R.L. (2003). Strain-induced martensite in ADI alloys. Journal of Materials Processing Technology, v. 143-144, p. 347-351, december 2003.

GRECH, M.; BOWEN, P.; YOUNG, J.M. (1991), Effect of austempering temperature on the fracture toughness and tensile properties of an ADI alloyed with copper and nickel. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, Chicago. Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 338 – 374.

GRENO, G. L.; OTEGUI, J.L.; BOERI, R. E. (1998). Fatigue of austempered ductile iron. AFS Casting Congress.

HARDING, R.A. (1993), Opening up the market for ADI. The Foundryman: Birmingham: IBF, v. 86, n. 4, p. 197 – 208.

HAYRYNEN, K.L. (1995), ADI: another avenue for ductile iron foundries. Modern Castings. Des Plaines: AFS, v.85, n.8, p. 35 – 37.

JAMES, M. N. & WENFONG, L. (1999). Fatigue crack growth in austempered ductile and grey cast irons – stress ratio effects in air and mine water. Materials Science & Engineering A, v. 265, p.129-139.

JANOWAK, J.F.; GUNDLACK, R. B. (1983), Development of a ductile iron for commercial austempering. AFS Transactions. Des Plaines: AFS, v.91, p. 377 – 388.

JANOWAK, J. F.; MORTON, P. A. (1984), A Guide to mechanical properties possible by austempering 1,5% Ni - 0,3% Mo ductile iron. AFS Transactions. Des Plaines: AFS, v.92, p. 489 – 498.

JOHANSSON, M. Austenitic-bainitic ductile iron. AFS Transactions. Des Plaines, v.85, p.117-122, 1977.

KEOUGH, J.R. (1991) The development, processing and application of austempered ductile iron. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, Chicago, 12 a 14 mar 1991. Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 638 – 658.

KEOUGH, J.R.(2002). ADI developments in North America-Revisited 2002. 2002 word conference on ADI.

KOBAYASHI, T.; YAMAMOTO,H.; YAMADA, S. (1991), On the toughness and fatigue properties of austempered ductile iron. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, Chicago. Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 567 – 576.

KOVACS, B.V. (1986), On the Terminology and Structure of ADI. AFS transactions, p 417-420.

KOVACS, B.V. (1990) Austempered ductile iron: fact and function. Modern Casting. Des Plaines: AFS,v. 80, n.3, p. 38 – 41.

KOVACS, B.V. (1991) The effect of alloying elements and their segregation in ADI. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, Chicago, 12 a 14 mar 1991. Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 241 – 270.

LAUB, Jack R. (1991) Addressing ADI's overdue applications growth. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, Chicago, 12 a 14 mar 1991.

Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 622 – 637.

LIN, C.K. & PAI, Y.L. (1999). Low-cycle fatigue of austempered ductile irons at various strain ratios. *International Journal of Fatigue*, v.21, p. 45-54.

LIN, C.K. & HUNG, T.P. (1996). Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile iron – II. Low-cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, v.18 (5), p. 309-320.

LIN, C.K.; LAI, P.K.; SHIH, T.S. (1996) Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile iron – I. High-cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, v.18 (5), p. 297-306.

MELO, G.H.T.; CARMO, D.J. (1992), Correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido com grafita esferoidal. Itaúna: CETEF, 35 p.il.

MENEZES, C.G.; CARMO, D.J.; TAVARES, F.C.L.; DIAS, J.F. (2003). Análise da resistência à fadiga de virabrequins em ferro fundido nodular austêmperado (ADI). ABM, IV Seminário de Fundição.

MOORE, J.D.; FAUBERT, G.P.; McCARTY, E.D.; ELLERBROCK, D.J.; RUNDMAN, K.B. (1990), Isothermal transformation diagrams in a heavy-section, high-alloy ductile cast iron. *AFS Transactions*. Des Plaines: AFS, v. 98, p. 449 – 457.

MOORE, D. J.; SHUGART, B. S; HAYRYNEN, K. L.; *et al* (1990), A microstructural transformation diagrams in a low- alloy ductile iron. *AFS Transactions*. Des Plaines: AFS, v. 98, p. 519 – 526.

PANASIEWICZ, J.; GRUPKE, C.; HUTH, J. (1991), Chrysler's experience with austempered ductile iron crankshafts. In: *WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON*, Chicago. Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 175 – 194.

ROAK, R.J.; YOUNG, W.C. (1975). *Formulas for Stress and Strain*. 5th ed. Tokyo: MacGraw-Hill, 624 p.

ROUNS, T. N.; RUNDMAN, K. B. (1987), Constitution of austempering ductile iron and kinetics of austempering. *AFS Transactions*. Des Plaines: AFS, v. 95, p. 851 – 874.

SIKORA, J.A; DALL’O, H.A.; URIBURU, G. (1991), ADI in Argentina: development and applications. In: *WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON*, Chicago, 12 a 14 mar 1991. Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 75 – 89.

SMITH, WILLIAN F. (1996), *Principles of Materials Science and Engineering*, McGraw-Hill Inc. New York. ISBN 0 07 007417-8.

SOUZA, S. A. (1982). *Ensaio mecânicos de materiais metálicos. Fundamentos teóricos e práticos*. Edgard Blücher.

TARTERA, J.; MARSAL, M.; SIMÓN J. (1986) Ferro fundido austêmperado (ADI); um novo material para o futuro. *Fundição*. Porto: APF, n.170, p. 29 – 38.

VACCARI, J.A. (1990), Cresce o interesse por fundidos em ADI nas indústrias. *Fundição e Serviços*. São Paulo: Aranda, v.26, n. 297, p. 60 – 65.

VOIGT, R.C.; LEE, Y.H.; TU, C.H. (1991), Use of hardenability data to determine alloy requirements for austempered ductile iron. In: *WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON*, Chicago, 12 a 14. Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 479 – 514.

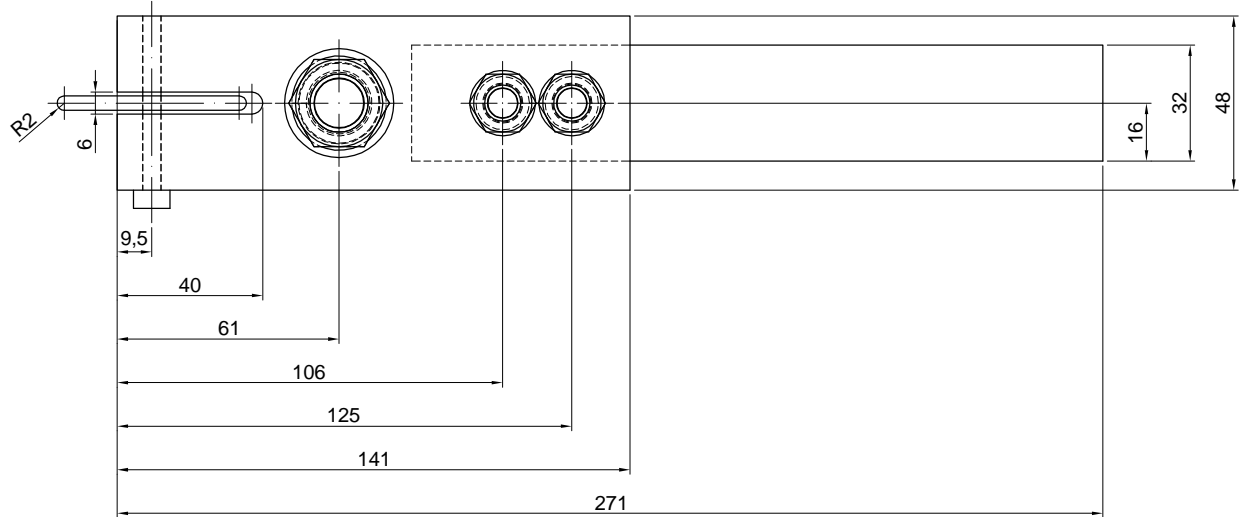
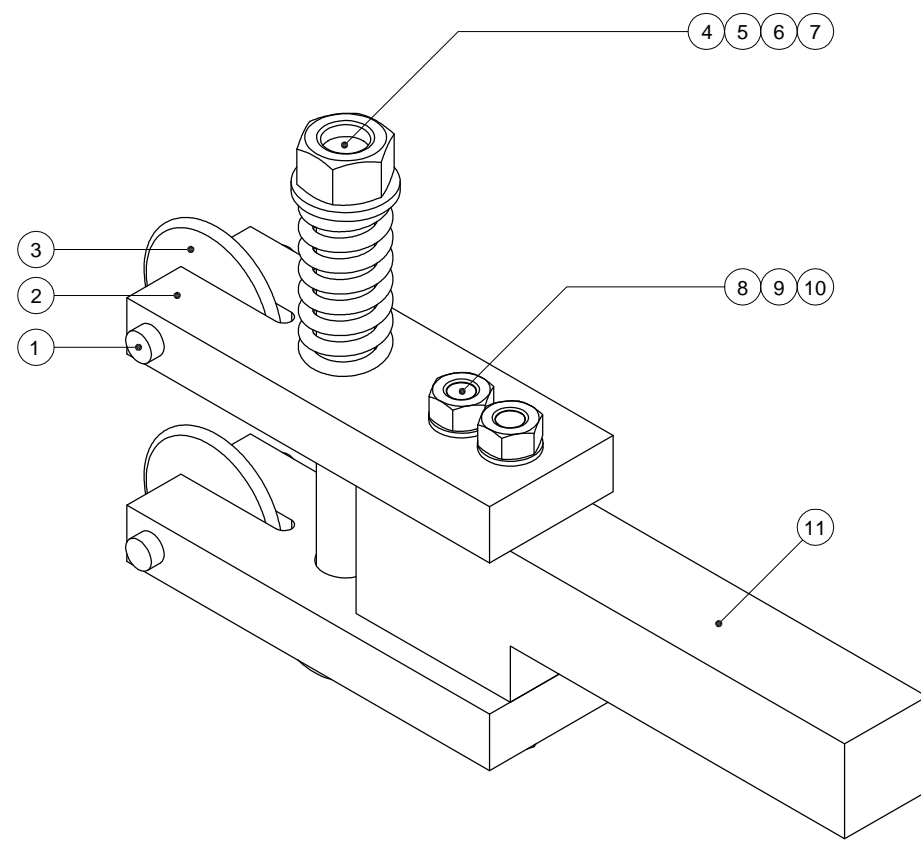
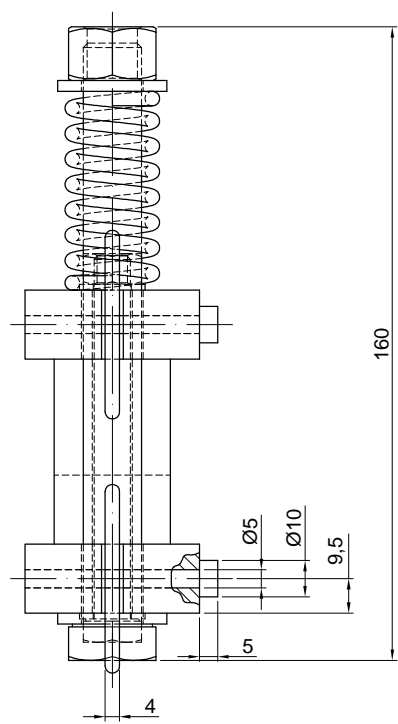
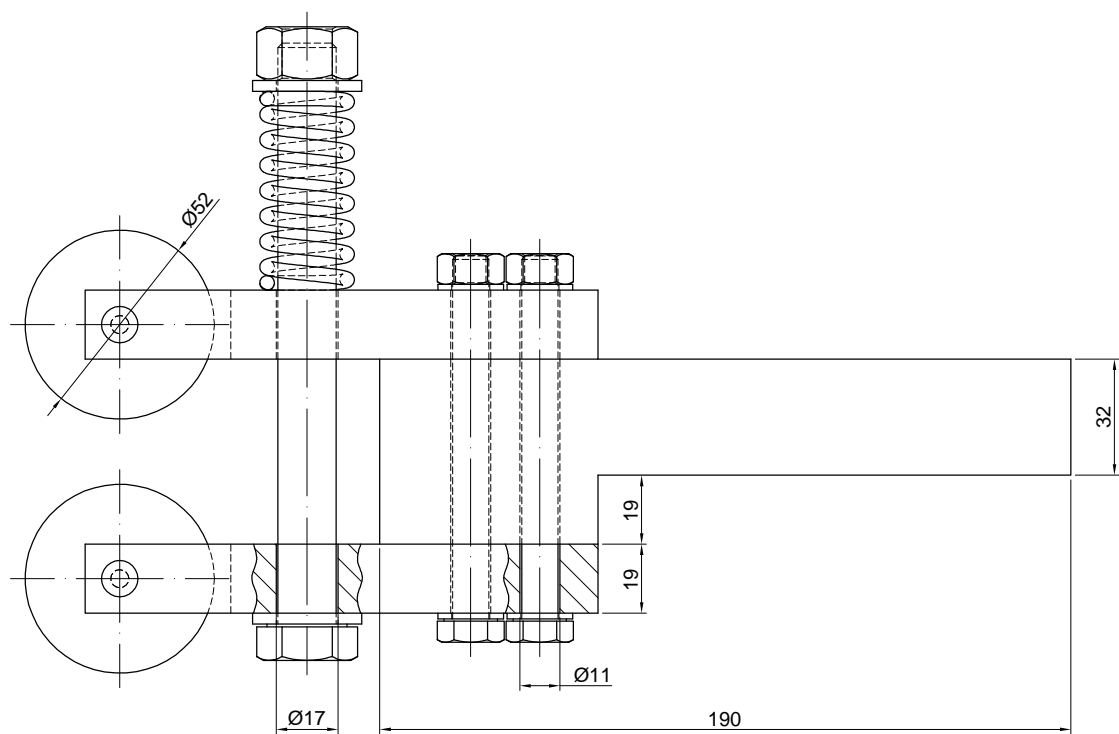
www.ductile.org/didata/section

APÊNDICE I

Projeto do dispositivo para rolagem de corpos de prova para ensaio de fadiga.

16 15 14 13 12 11 10 9 8 7 6 5 4 3 2 1

H
G
F
E
D
C
B
A



LISTA DE MATERIAIS					
ITEM	DESCRIÇÃO	MATERIAL	TRAT. TÉRM.	DUREZA	QTDE
1	PINO Ø5x48	AÇO SAE 1020	N/A	N/A	2
2	CORPO SUPERIOR / INF.	AÇO SAE 1020	N/A	N/A	2
3	ROLETE	AÇO SAE 4340	TÊMPERA	62 HRC	2
4	PARAF. SEXT. M16x2x160	STANDARD	N/A	N/A	1
5	ARRUELA M16	STANDARD	N/A	N/A	2
6	MOLA Ø18 INT. Ø4 FIO PASS. 7	STANDARD	N/A	N/A	1
7	PORCA SEXT. M16x2	STANDARD	N/A	N/A	1
8	PARAF. SEXT. M10x1.5x100	STANDARD	N/A	N/A	2
9	ARRUELA M10	STANDARD	N/A	N/A	4
10	PORCA SEXT. M10x1.5	STANDARD	N/A	N/A	2
11	CORPO CENTRAL	AÇO SAE 1020	N/A	N/A	1



NOME: FRANCIS JOSÉ SALDANHA FRANCO
 PROJETO: DISPOSITIVO PARA ROLAGEM DE CORPO DE PROVA PARA ENSAIO DE FADIGA - APÊNDICE I
 DATA: 01/06/10
 ESCALA: 1:1

16 15 14 13 12 11 10 9 8 7 6 5 4 3 2 1